

VŠB – Technická univerzita Ostrava  
Fakulta strojní  
Katedra mechanické technologie - 345

**Sekundární vytvrzování svarového spoje  
oceli T24  
Secondary Hardening of Welded Joint of  
T24 Steel**

Student:

Bc. Jaroslav Tomeček

Vedoucí diplomové práce:

Ing. Petr Mohyla, Ph.D.

Ostrava 2011

## Zadání diplomové práce

Student: **Bc. Jaroslav Tomeček**  
Studijní program: N2301 Strojní inženýrství  
Studijní obor: 2303T002 Strojírenská technologie  
Téma: **Sekundární vytvrzování svarového spoje oceli T24**  
**Secondary Hardening of Welded Joint of T24 Steel**

### Zásady pro vypracování:

1. Zpracujte studii týkající se sekundárního vytvrzování ocelí se zaměřením na CrMoV oceli
2. Zpracujte rešerši týkající se nízkolegované žárovevné oceli T24 se zaměřením na její mikrostrukturu, mechanické vlastnosti a problematiku svarových spojů.
3. Navrhněte experiment – simulaci dlouhodobého provozu svarového spoje oceli T24 při provozní teplotě, vypočítejte experimentální časy a teploty
4. Provedte simulaci dlouhodobé teplotní expozice svarového spoje oceli T24 v laboratorních podmínkách
5. Provedte měření tvrdosti svarového spoje v průběhu dlouhodobé teplotní expozice
6. Provedte doplňující zkoušky na exponovaných svarových spojích
7. Vyhodnotte dosažené výsledky a vyslovte závěry týkající se sekundárního vytvrzování svarových spojů oceli T24

### Seznam doporučené odborné literatury:

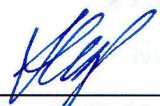
MOHYLA, P. Změny mechanických vlastností CrMoV svarových spojů při dlouhodobé teplotní expozici v podcreepové oblasti. *Doktorská disertační práce*, Ostrava: VŠB – TU Ostrava, 2000. 113 s.  
KOUKAL, J., ZMYDLENÝ, T. *Svařování I.* skripta VŠB – TUO. Ostrava: VŠB – TUO, 2005. 133 s.  
ISBN 80-248-0870-6  
VODÁREK, V. *Fyzikální metalurgie modifikovaných (9-12)% Cr ocelí*. Ostrava: VŠB – TUO, 2003. 163 s. ISBN 80-248-0329-1  
PECHA, J. *Zváranie moderných žiarupevných ocelí pre energetické zariadenia*. Bratislava: STU Bratislava, 2007. 136 s., ISBN 978-80-227-2744-0  
Odborné články z konferencí METAL, CREEP, COST, LIEGE Conference, aj.

Formální náležitosti a rozsah diplomové práce stanoví pokyny pro vypracování zveřejněné na webových stránkách fakulty.

Vedoucí diplomové práce: **Ing. Petr Mohyla, Ph.D.**

Datum zadání: 17.12.2010

Datum odevzdání: 23.05.2011



prof. Ing. Jiří Hrubý, CSc.  
vedoucí katedry




prof. Ing. Radim Farana, CSc.  
děkan fakulty

## **Prohlášení studenta**

Prohlašuji, že jsem celou diplomovou práci včetně příloh vypracoval samostatně pod vedením vedoucího bakalářské práce a uvedl jsem všechny použité podklady a literaturu.


V Ostravě: 23.5. 2011

  
.....  
podpis studenta

Prohlašuji, že

- jsem byl seznámen s tím, že na moji bakalářskou práci se plně vztahuje zákon č. 121/2000 Sb. – autorský zákon, zejména §35 – užití díla v rámci občanských a náboženských obřadů, v rámci školních představení a užití díla školního a §60 – školní dílo.
- beru na vědomí, že Vysoká škola báňská – Technická univerzita Ostrava (dále jen VŠB-TUO) má právo nevýdělečně ke své vnitřní potřebě bakalářskou práci užít (§35 odst. 3).
- souhlasím s tím, že jeden výtisk bakalářské práce bude uložen v Ústřední knihovně VŠB-TUO k prezenčnímu nahlédnutí a jeden výtisk bude uložen u vedoucího bakalářské práce. Souhlasím s tím, že údaje o bakalářské práci budou zveřejněny v informačním systému VŠB-TUO.
- bylo sjednáno, že s VŠB-TUO, v případě zájmu z její strany, uzavřu licenční smlouvu s oprávněním užít dílo v rozsahu §12 odst. 4 autorského zákona.
- bylo sjednáno, že užít své dílo – bakalářskou práci nebo poskytnout licenci k jejímu využití mohu jen se souhlasem VŠB-TUO, která je oprávněna v takovém případě ode mne požadovat přiměřený příspěvek na úhradu nákladů, které byly VŠB-TUO na vytvoření díla vynaloženy (až do jejich skutečné výše).
- beru na vědomí, že odevzdáním své práce souhlasím se zveřejněním své práce podle zákona č. 111/1998 Sb., o vysokých školách a o změně a doplnění dalších zákonů (zákon o vysokých školách), ve znění pozdějších předpisů, bez ohledu na výsledek její obhajoby.

V Ostravě: 23.5. 2011

  
.....  
podpis studenta

## **ANOTACE DIPLOMOVÉ PRÁCE**

TOMEČEK, J. Sekundární vytvrzování svarového spoje oceli T24. Ostrava: Katedra mechanické technologie, Fakulta strojní VŠB-Technická univerzita Ostrava, 2011, počet stránek (77). Diplomová práce, vedoucí Ing. Petr Mohyla, Ph.D.

Diplomová práce pojednává o průběhu vytvrzování svarového spoje oceli T24 při simulovaném provozu.

V rámci experimentu byly vzorky svarového spoje podrobeny simulovanému provozu při teplotách 500°C resp. 550°C. Po provedení simulace byly vzorky podrobeny zkoušce tvrdosti. Dále bylo provedeno studium mikrostruktury svarového spoje.

Cílem této práce je potvrdit existenci sekundárního vytvrzení u svarového spoje oceli T24 bez tepelného zpracování po svařování. Z porovnání průběhu vytvrzování u nepopuštěného a popuštěného svarového spoje vyplývá, že tepelné zpracování po svařování v podobě popouštění je nutnou podmínkou pro bezpečný provoz komponent energetických zařízení vyrobených z oceli T24.

## **ANNOTATION OF THESIS**

TOMEČEK, J. Secondary Hardening of Welded Joint of T24 Steel. Ostrava: department mechanical technology, fakulty mechanical engineering VSB – Technical University Ostrava, 2011. pages (77) Bachelor's thesis, tutor Ing. Petr Mohyla, Ph.D.

This thesis deals with the process of hardening of steel T24 weld in simulated operation.

During the experiment the samples of weld were used in simulated operation in temperatures 500°C respectively 550°C. After the simulations their hardness was tested. Then, the microstructure of weld was studied as well.

The aim of this thesis is to confirm the existence of a secondary hardening of steel T24 weld without a post-weld heat treatment. The comparison of the hardening process of tempered and non-tempered weld shows that heat treatment in form of tempering done after welding is an essential precondition for a safe operation of components of power-producing devices made from the steel T24.

## OBSAH

1	Úvod .....	- 10 -
2	Sekundární vytvrzování.....	- 11 -
2.1	Sekundární vytvrzování ocelí .....	- 11 -
2.2	Sekundární vytvrzování CrMoV ocelí.....	- 11 -
2.2.1	Vliv chemického složení .....	- 11 -
2.2.2	Stabilita mikrostruktury CrMoV ocelí.....	- 13 -
2.2.2.1	Precipitace karbidů v ocelích.....	- 14 -
2.2.2.2	Charakteristika vybraných karbidických částic .....	- 14 -
2.3	Sekundární vytvrzování svarových spojů CrMoV ocelí.....	- 16 -
2.4	Změny v mikrostruktuře CrMoV ocelí při popouštění.....	- 16 -
3	Studie oceli T24.....	- 18 -
3.1	Charakteristika oceli T 24.....	- 18 -
3.2	Mechanické vlastnosti oceli T24 .....	- 21 -
3.3	Mikrostruktura oceli T24.....	- 26 -
4	Problematika svarových spojů oceli T24.....	- 31 -
4.1	Svařitelnost oceli T24.....	- 31 -
4.1.1	Teplotní režim svařování .....	- 32 -
4.2	Současný stav problematiky tepelného zpracování svarových spojů oceli T24..	- 33 -
5	Metodika experimentálních prací .....	- 39 -
5.1	Návrh tepelné expozice .....	- 41 -
5.2	Provedení tepelné expozice .....	- 43 -
6	Měření tvrdosti .....	- 44 -
6.1	Průběh tvrdosti pro teplotu expozice 500°C.....	- 44 -
6.2	Průběh tvrdosti pro teplotu expozice 550°C.....	- 48 -
7	Metalografie svarových spojů oceli T 24 .....	- 52 -
7.1	Makrostruktura .....	- 52 -
7.2	Mikrostruktura .....	- 55 -
7.2.1	Mikrostruktura tepelně zpracovaného vzorku .....	- 55 -
7.2.2	Mikrostruktura tepelně nezpracovaného vzorku .....	- 58 -
8	Diskuze výsledků.....	- 61 -
9	Závěr.....	- 62 -
	Poděkování .....	- 63 -
	Použitá literatura.....	- 64 -
	Seznam příloh .....	<b>Chyba! Záložka není definována.</b>

## Seznam použitého značení

Značka	Název	Jednotka
A	austenit	
A <sub>C1</sub> , A <sub>C3</sub>	teploty alotropických přeměn	[ °C ]
A <sub>5</sub>	tažnost	[ % ]
ARA	anizotermický rozpad austenitu	
C	cementit	
CET	uhlíkový ekvivalent	[ % ]
F	ferit	
H	obsah difuzního vodíku, stanovený glycerinovou zkouškou [ml.100g <sup>-1</sup> ]	
HV10	tvrdost podle Vickerse, zatížení 10 kg	
h	značka hodiny	
IRA	izotermický rozpad austenitu	
K	intenzita tuhosti spoje	
KCV	vrubová houževnatost	[J.cm <sup>-2</sup> ]
M	martenzit	
M <sub>f</sub>	konec martenzitické přeměny	
MPa	megapascal, jednotka napětí	
Ms	počátek martenzitické přeměny	
MW	Megawatt, jednotka výkonu	
M <sub>6</sub> C	komplexní karbid molybdenu	
M <sub>7</sub> C <sub>3</sub>	komplexní karbid chromu	
M <sub>23</sub> C <sub>6</sub>	komplexní karbid chrómu	
MX	karbid, nitrid nebo karbonitrid obsahující vanad, titan	
p	tlak	[ bar ]
P <sub>CM</sub>	uhlíkový ekvivalent	[ % ]
P <sub>w</sub>	parametr praskavosti	[ % ]
Q	tepelný příkon	[ kJ. mm <sup>-1</sup> ]
R <sub>e</sub>	mez kluzu	[ MPa ]
R <sub>m</sub>	mez pevnosti	[ MPa ]
R <sub>p0,2</sub>	smluvní mez kluzu	[ MPa ]
SK	svarový kov	
T	teplota	[ °C ]
TIG	tungsten inert gas	
TOO	tepelně ovlivněná oblast	
T <sub>p</sub>	teplota přehřevu	[ °C ]
TZ	tepelné zpracování	



ZM	základní materiál
111	označení ručního obloukového svařování obalenou elektrodou (SMAW)
121	označení obloukového svařování pod tavidlem (SAW)

## 1 Úvod

Zvyšování účinnosti tepelných elektráren bylo důvodem intenzivního vývoje nových žárupevných materiálů. Tento vývoj probíhal koncem osmdesátých let 20. století. Hlavním způsobem, jak zvýšit tepelnou účinnost, je zvýšit parametry páry na tzv. nadkritické neboli super-kritické. Tlak přes 260 barů a teplota kolem 600 °C jsou považovány za super-kritické parametry páry, tlak nad 300 barů a teplota nad 600°C jsou označovány jako ultra-super-kritické parametry.

Konvenční oceli jako např. 13CrMo4-4 nebo 10CrMo9-10 nemají dostatečnou žárupevnost. Hlavní problém je odolnost vůči vysokoteplotní korozi a mez pevnosti při tečení. Proto byly v 90. letech vyvinuty nové žárupevné nízkolegované oceli. V Japonsku to byla ocel T/P23, v Německu ve firmě Vallourec & Mannesman pak ocel T/P24.

Ocel T24 je známá jako nový typ nízkolegované žáropevné oceli pro membránové stěny kotlů s nadkritickými parametry. V dnešní době jsou známy výsledky týkající se tepelného zpracování této oceli. Pohled na tuto problematiku je stále nejednotný. Doporučuje se popouštět svarové spoje z několika důvodů. Mezi hlavní důvod popouštění patří zabránění sekundárnímu vytvrzování.

Tepelné zpracování svarových spojů je z ekonomického hlediska další výrobní náklad. Vezmeme – li v úvahu to, že bez této operace může dojít k destrukci svarových spojů během provozu a v nejhorším případě i ke ztrátě na lidském životě, je tento peněžní výdaj oprávněný.

Sekundární vytvrzení je proces který může zásadním způsobem ovlivnit výsledné vlastnosti svarového spoje. Co se týče oceli T24, může zásadně ovlivnit její tvrdost, houževnatost a odolnost proti tečení. Změna těchto parametrů se pak může nepříznivě projevit při provozu.

Na nezbytnost zařazení tepelného zpracování po svařování membránových stěn z oceli T24 není v současné době v odborných kruzích jednotný názor. Cílem této práce je potvrdit význam tepelného zpracování v procesu výroby svarových spojů u oceli T24, ověřením průběhu vytvrzení během simulovaného provozu.

## **2 Sekundární vytvrzování**

### **2.1 Sekundární vytvrzování ocelí**

Sekundární vytvrzování je proces při kterém dochází k precipitačnímu zpevnění. Tento jev zajišťuje zvýšení mechanických hodnot. To má za následek zvýšení pevnosti a tvrdosti materiálu na úkor snížení plastických vlastností jako je vrubová houževnatost. Tento proces je u svarových spojů nežádoucí. Důvodem je překročení dovolených hodnot tvrdosti a nedodržení předepsaných hodnot vrubové houževnatosti. Jako další metody zvýšení pevnosti jsou: zpevnění tuhého roztoku, dislokační zpevnění a dosažení jemnozrnné struktury. Příčinou sekundárního vytvrzení jsou prvky v oceli obsažené. Proces zpevnění tuhého roztoku je dán především obsahy prvků jako jsou C, Mn, Mo. Precipitační zpevnění se uskutečňuje díky precipitaci karbidů chromu, molybdenu, vanadu, niobu, titanu a nitridů vanadu. Můžeme říci, že tyto karbidy, nitridy a karbonitridy jsou příčinou vzniku sekundárního vytvrzování [1].

### **2.2 Sekundární vytvrzování CrMoV ocelí**

CrMoV oceli jsou odvozeny z CrMo ocelí. Vanad se do těchto ocelí přidává aby se zvýšila jejich pevnost v tahu při teplotách v rozmezí 500°C až 600°C, čili pro zvýšení žárupevných vlastností. Jako dalších prvků bylo u těchto ocelí použito Ti, W, N, B. Jako příklad CrMoV oceli dolegované dalšími prvky můžeme uvést ocel T23 respektive ocel T24 [2].

#### **2.2.1 Vliv chemického složení**

Přísadové prvky můžeme rozdělit do dvou skupin, a to na prvky které mají podobný vliv jako uhlík. To znamená že zpomalují tvorbu perlitu a bainitu snižují teplotu Ms. Nejdůležitějšími prvky této skupiny jsou Ni a Mn. Prvky které mají méně výrazný vliv jsou pak Cu, Si, P a S. Druhou skupinu tvoří prvky které zpomalují tvorbu feritu více než tvorbu bainitu a snižují i teplotu Ms. Mezi tyto prvky patří Cr a Mo. Tyto prvky brzdí perlitickou reakci a snižují teplotu bainitické přeměny [3].

### **Chrom**

Chrom je feritotvorný prvek, významně zvyšuje prokalitelnost, tranzitní teplotu a citlivost na vruby. S rostoucím obsahem zvyšuje korozní odolnost a žáruvzdornost. S uhlíkem tvoří karbidy, pro žárupevné vlastnosti je nejdůležitější  $(\text{Fe,Cr})_{23}\text{C}_6$ . Ideální obsah Cr u CrMoV ocelí je 2,24%, je to způsobeno tím, že u těchto ocelí nezvyšuje žárupevnost lineárně jako u normálních ocelí. Pokud je procento vyšší pak dochází k deformačnímu chování v creepové oblasti. Žárupevnost je opět obnovena od obsahu 9% [2].

### **Molybden a wolfram**

Tyto prvky rozšiřují oblast feritu. Všeobecně se předpokládá že se nejvýznamněji podílejí na substitučním zpevnění. Obsah molybdenu se u nízkolegovaných ocelí pohybuje od 0,5 do 1 %. Molybden zvyšuje rekrystalizační teplotu feritu zpomalováním difuzních pochodů. Substituční efekt zpevnění tuhého roztoku oběma prvky trvá, dokud nedojde při teplotní expozici k vylučování fází bohatých na molybden nebo wolfram. Tvoří se karbidy  $\text{M}_2\text{C}$  a  $\text{M}_6\text{C}$ . Vyloučení těchto fází má za následek snížení míry zpevnění tuhého roztoku. Zvyšování obsahu Mo a W nepřispívá ke zvýšení žárupevnosti. Maximální rozpustnost Mo a W se vyjadřuje ekvivalentním obsahem molybdenu. Názory na obsah ekvivalentního molybdenu nejsou jednotné. Uvádí se rozmezí 1,2 – 1,5%, jiné prameny uvádějí maximální obsah do 1%. Z důvodu, že molybden při zvyšování ztrácí rozpustnost v tuhém roztoku, je obsah ekvivalentního molybdenu v rozmezí 0,5 – 0,7% [2].

### **Vanad a niob**

Tyto prvky mají velkou afinitu k dusíku. Výrazně přispívají k precipitačnímu zpevnění vytvářením jemných a koherentních karbidů a nebo karbonitridů  $\text{MX}$  (C,N) v beinitické matici, tyto částice velmi efektivně brání pohybu dislokací. Při obsahu 0,25 % V a 0,05 % Nb je účinek efektivnější ve feritických ocelích. Karbid  $\text{V}_4\text{C}_3$  má tendenci se vylučovat v jemné disperzní formě. Částice tohoto karbidu pomalu hrubnou a přispívají ke zvýšení žárupevnosti. Optimální je stechiometrický poměr V:C ~ 4. Účinek niobu můžeme přirovnat k vanadu. Větší afinita niobu k uhlíku a vyšší teplota rozpouštění karbidů niobu je předpokladem vyšší stability karbidické fáze. Potřebné množství v oceli je dáno stechiometrickým poměrem Nb:C ~ 8 [2].

### **Hliník**

Je to prvek který zásadně ovlivňuje desoxidaci oceli. S dusíkem tvoří nitrid hliníku. Tyto částice precipitují na hranicích austenitických zrn. Velmi negativně ovlivňují vlastnosti ocele a to jak krátkodobě tak i dlouhodobě. Hliník snižuje afinitu uhlíku ke karbidotvorným prvkům. Hliník zjemňuje zrno, to však nevede ke zvýšení creepových vlastností [2].

### **Titan**

Působí desoxidačně podobně jako hliník. Přidává se aby tvořil s dusíkem karbid, ten ovlivňuje uhlíkový ekvivalent a tím přispívá ke zlepšení svařitelnosti. U ocele T24 se využívá na tvorbu vysokotavitelného karbidu. Tento jev způsobí snížení uhlíkového ekvivalentu a čímž ovlivňuje svařitelnost [2].

### **Bor**

Atom boru má velký efektivní průměr. S tímto je spojena velká deformační energie, díky tomu dochází ke koncentraci těchto atomů v místech s nepravidelnou mřížkou. Tato místa jsou zejména hranice zrn. Nejdůležitějším fyzikálně – metalurgickým aspektem legování bórem je adsorpční efekt. Tento jev způsobuje snížení energetické hladiny hranic zrn. To vede k omezení těchto míst jako nukleárních center při transformaci austenitu ve feriticko – perlitické oblasti. Toto vede k nižším rychlostem ochlazování a zřetelné preferenci bainitické struktury při ochlazování z austenitu. Bór segreguje na dislokacích a tím umožňuje precipitaci nitridů vanadu na dislokacích. Tyto nitridy jsou vhodné pro creepové vlastnosti. Technologické vlastnosti nejsou bórem ovlivňovány [2].

## **2.2.2 Stabilita mikrostruktury CrMoV ocelí**

Sekundární částice, označované taky jako minoritní, precipitující při popouštění ocelí, se největší mírou podílejí na zvýšení odolnosti proti tečení. Typy těchto částic jsou závislé na chemickém složení oceli a na způsobu tepelného zpracování. Podstatnou úlohu při zpevňování oceli hrají karbidy chromu a vanadu [2].

### 2.2.2.1 Precipitace karbidů v ocelích

Chování prvků v oceli je závislé na faktorech jako jsou: rozpustnost ve feritu a austenitu, chemická afinita k železu a ostatním prvkům. Všeobecně mohou prvky tvořit s železem intersticiální tuhé roztoky, substituční tuhé roztoky, nebo jsou v železe nerozpustné. Jestliže je chemická afinita mezi dvěma prvky dostatečně vysoká, teplotní závislost v jejich rozpustnosti může iniciovat precipitaci sekundárních fází. Díky tomu, že C a N mají vysokou rychlost difúze v železe, vyskytují se v sekundárních fázích karbidy, nitridy resp. karbonitridy [2].

Podíváme-li se na tuto problematiku z hlediska termodynamiky, precipitace sekundárních fází je závislá na záporné entalpii. Nejvyšší zápornou entalpii mají nitridy a karbidy typu MX. V precipitátech typu MX se nacházejí i silně nitrido a karbidotvorné prvky jako Hf, Zr, Ti, Ta, Nb a V. Legované karbidy typu  $M_2C$ ,  $M_3C$ ,  $M_7C_3$ ,  $M_6C$  a  $M_{23}C_6$  s méně zápornou entalpií jsou tvořené většinou slabšími karbidotvornými prvky jako Cr, Mo, W a Fe [2].

Při tepelném zpracování precipitují v CrMoV ocelích zejména tyto karbidy:  $M_3C$ ,  $M_7C_3$ ,  $M_{23}C_6$ ,  $M_6C$  a MX. Písmeno M symbolizuje komplexní kovovou část, písmeno X symbolizuje více intersticiálních prvků (C, N) [2].

### 2.2.2.2 Charakteristika vybraných karbidických částic

#### Karbid $M_{23}C_6$

Je nejdůležitější karbidická fáze v modifikovaných CrMo ocelích. Karbid  $(Fe, Cr)_{23}C_6$  má kubickou mřížku s parametrem  $a = 1,0638$  nm. Tyto částice nukleují převážně na hranicích původních austenitických zrn a také podél hranic martenzitických látek. Kromě chrómu se v  $M_{23}C_6$  rozpouští i relativně významné množství molybdenu a wolframu. Částice  $M_{23}C_6$  obsahují i malé množství vanadu a niobu. Naopak dusík a křemík se v této fázi nerozpouštějí. Karbidické fáze precipitují převážně na hranicích původních austenitických zrn a stejně tak podél hranic martenzitických látek. V ocelích T24 částice  $M_{23}C_6$  jsou obohaceny bórem [2].

### **Karbid $M_7C_3$**

Jedná se o sloučeninu velmi bohatou na chróm. Může ho být více než u karbidu  $M_{23}C_6$ . V CrMoV ocelích je poměrně stabilní. Velmi dobře se v něm rozpouštějí železo a mangan. Rozpustnost molybdenu a wolframu je zde velmi malá [2].

### **Karbid $M_6C$**

Jde o další minoritní fázi. Vyskytuje se spíše ve formě  $M_6X$ . U této fáze může být na místě X uhlík, dusík či oba prvky. V mikrostruktuře tvoří hrubé částice, tím degraduje creepové vlastnosti oceli. Tvorbu této fáze ulehčují vyšší obsahy molybdenu a wolframu.

Hrubé částice  $M_6X$  nepřispívají k precipitačnímu zpevnění ocele. Následkem vysokého obsahu molybdenu a wolframu ve fázi  $M_6X$  je precipitace této fáze doprovázena redukcí substitučního zpevnění tuhého roztoku [2].

### **Částice $M_2C$**

Tyto částice se identifikovaly v CrMo modifikovaných ocelích, jsou bohaté na molybden, proto by se měly spíše označovat  $M_2X$ . Důkazem je výskyt částice  $Cr_2N$  u 9-12 Cr ocelí. Částice  $M_2X$  převážně precipitují v martenzitických laťkách anebo beinitických blocích. Nejčastěji se vyskytují jako jehličky. Stabilita těchto částic při tečení silně závisí na chemickém složení a na teplotě expozice. Při teplotě expozice kolem 600°C jsou tyto částice nestabilní. Toto je způsobeno vylučováním sekundární fáze MX. Také uhlík významně ovlivňuje stabilitu. Při obsahu niklu větším než 0,5 % je stabilita redukována v důsledku precipitace termodynamicky stabilnější fáze typu  $M_6X$  [2].

### **Částice MX**

Precipitace jemných částic MX sekundárních fází je spojována s vysokou odolností při tečení u nových beinitických ocelí. Jedná se prakticky o nitridy, karbonitridy, a proto objemový podíl těchto částic závisí na obsahu dusíku. Hnací silou pro precipitaci částic MX, při vysokoteplotní expozici, je buď přesycený tuhý roztok nebo je to přítomnost termodynamicky méně stabilních fází bohatých na dusík. Částice fáze MX jsou v průběhu žíhání či tečení rozměrově velice stabilní [2].

## 2.3 Sekundární vytvrzování svarových spojů CrMoV ocelí

Svarové spoje CrMoV ocelí se po svaření vyznačují termodynamickou nestabilitou. Nežáhané svarové spoje, díky nerovnováze mikrostruktury, podléhají sekundárnímu vytvrzování v době provozu. Otázka tepelného zpracování je stále předmětem neshody mnoha autorů. Svarové spoje dříve vyvinutých CrMoV ocelí se musely popouštět díky vyššímu obsahu uhlíku a z toho zvyšující se tvrdosti. Jedním z důvodů vynechání popouštění u modifikovaných CrMoV ocelí typu T23 a T24 byla hodnota dovolené tvrdosti svarových spojů. Dovolená hodnota pro svarové spoje je 350 HV10 a svarové spoje oceli T24 menších tlouštěk mnohdy vykazují nižší tvrdost po svaření [2].

I navzdory tomu, že prvořadým požadavkem na svarové spoje těchto ocelí je dostatečná creepové pevnost, musíme dát pozor na sekundární vytvrzení.

Nejkritičtější momenty z pohledu sekundárního vytvrzení jsou přechodové režimy kotlů. Do skupiny těchto režimů patří odstávka zařízení. Při tomto odstavení dochází ke chladnutí svarů na okolní teplotu a nedostatečná zásoba plasticity k přenesení napětí od dilatace může způsobit poškození svarového spoje. Svarové spoje CrMoV ocelí po tepelném zpracování jsou podstatně méně náchylné na sekundární vytvrzení. Průběh vytvrzení v tepelně zpracovaných spojích je závislý na teplotě a čase tepelného zpracování po provedení svarového spoje [2].

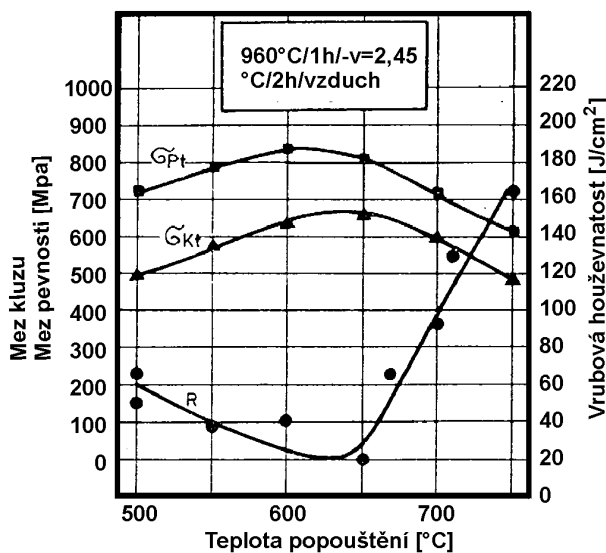
Z hlediska sekundárního vytvrzování je rovněž nepříznivý vznik precipitátů bohatých na Mo jako  $M_2C$ ,  $M_6C$ . Kromě toho karbid  $M_6C$  ochuzuje tuhý roztok o Mo, a zároveň přispívá k rozpouštění jemných částic karbidu vanadu, to vede ke zvýšení rychlosti tečení [2].

## 2.4 Změny v mikrostruktuře CrMoV ocelí při popouštění

Úkolem prvotního tepelného zpracování je získání co nejvýhodnější struktury pro další technologické zpracování. Pro splnění těchto požadavků slouží popouštění, které sníží tvrdost tvrdých struktur. Po normalizačním žhání CrMoV ocelí je struktura bainiticko-martenzitická, která se musí být dále popouštěna. Proces popouštění obsahuje všeobecně 4 až 5 stádií. První stádium je kolem 200 °C, kdy dochází k přeměně zbytkového austenitu na bainit. Při teplotě nad 300 °C vzniknou podmínky pro difúzi intersticiálních prvků, čímž dochází ke snižování přesyceného roztoku  $\alpha$  uhlíkem a zároveň k precipitaci  $\epsilon$  karbidu železa ( $Fe_{2,4}C$ ). Dalším zvýšením teploty dochází k přeměně nestabilního  $\epsilon$  karbidu na stabilní  $Fe_3C$ , a jeho růstu, toto



se děje v oblasti teplot blízkých  $A_{c1}$ . Popouštíme – li CrMoV oceli, v rozmezí teplot 550°C až 680°C dochází k vytvrzování, které je doprovázeno výrazným zvýšením pevnosti a meze kluzu a poklesem tažnosti a vrubové houževnatosti. Změny mechanických vlastností CrMoV ocelí při popouštění jsou znázorněny na obr. 1 [2].



Obr. 1: Vliv teploty popouštění na mechanické vlastnosti CrMoV oceli [4]

Příčinou změn mechanických vlastností je precipitace značného množství karbidických a karbonitridických částic sekundární fáze. Tohoto jevu se využívá pro zvýšení žárupevných vlastností. Vytvrzovací efekt ovšem přináší problém týkající se volby vhodné teploty popouštění. Velikost teploty popouštění je ovlivněna na jedné straně hodnotou vrubové houževnatosti a na straně druhé jde o teplotu která ovlivňuje žáropevné vlastnosti. U oceli T24 by se měla teplota popouštění pohybovat v rozmezí 750 – 760 °C [2].

### 3 Studie oceli T24

#### 3.1 Charakteristika oceli T 24

Ocel T24 byla vyvinuta v Německu v 90 letech. Tato ocel se používá pro trubky membránových stěn, membránové trubice, ale díky vynikajícím žárupevným vlastnostem se uvažuje rozšířenější použití. Základem pro tuto ocel byla známá ocel 10CrMo9-10 (T/P22), přičemž došlo k dolegování prvků jako V, Nb, Ti, které vytvářejí stabilní karbidy či karbonitridy o velmi jemné disperzi [5].

Podstatou zvýšení žárupevnosti u ocelí legovaných vanadem, titanem, případně niobem, je disperze jemných částic MX. Tyto částice se vyznačují vysokou rozměrovou stabilitou v průběhu dlouhodobé teplotní expozice, daleko vyšší, než je tomu např. u karbidů chrómu. Na druhé straně přítomnost disperze částic MX výrazně ovlivňuje plastické vlastnosti ocelí. Během provozu dochází k tzv. sekundárnímu vytvrzování. Po obvyklém tepelném zpracování, které se skládá z normalizace a následného popouštění, není ve struktuře těchto ocelí dosaženo zcela rovnovážného stavu struktury. Během následné dlouhodobé expozice při pracovní teplotě dochází k dodatečné precipitaci částic MX v důsledku přesycení tuhého roztoku. Tento proces se nejvýrazněji projeví v oblasti svarových spojů, kde dochází vlivem svařovacího procesu k různému stupni rozpuštění dispergovaných částic. Pokud dojde k nedodržení správné popouštěcí teploty, částice MX během popouštění nedostatečně vyprecipitují. Vznikne nerovnovážný stav struktury a následně dojde k sekundárnímu vytvrzování ve svarovém spoji [6].

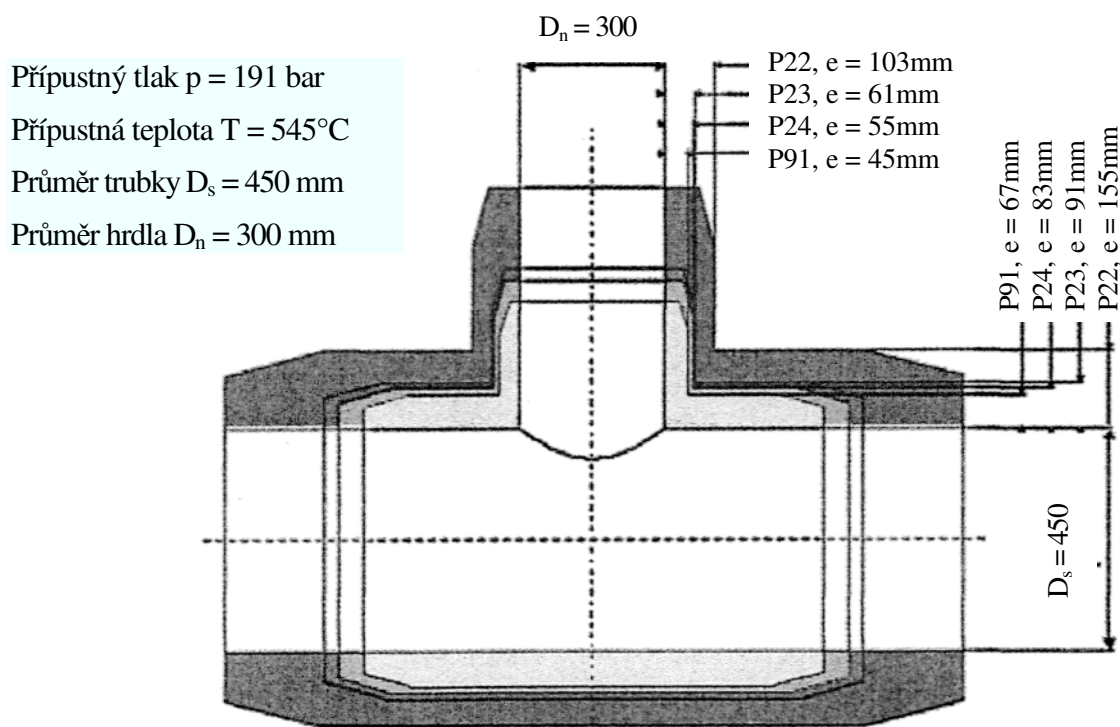
Pro příklad je v tabulce uvedeno chemické složení výchozí oceli T/P22 a sesterské oceli T/P23 vyvinuté v Japonsku [7].

Tabulka 1: Chemické složení žárovevých ocelí T/P22, T/P23 a T/P24 [8]

	T/P22	T/P23	T/P24
C	max. 0,15	0,04 – 0,10	0,05 – 0,10
Si	0,25 – 1,0	Max. 0,50	0,15 – 0,45
Mn	0,30 - 0,60	0,10 – 0,60	0,30 – 0,70
P	max. 0,030	max. 0,030	max. 0,020
S	max. 0,030	max. 0,010	max. 0,010
Ni	–	–	–
Cr	1,90 – 2,60	1,90 – 2,60	2,20 – 2,60
Mo	0,87 – 1,13	0,05 – 0,30	0,90 – 1,10
W	–	1,45 – 1,75	–
Ti	–	–	0,05 – 0,10
V	–	0,20 – 0,30	0,20 – 0,30
Nb	–	0,02 – 0,08	–
Al	–	max. 0,030	max. 0,020
N	–	max. 0,030	max. 0,012
B	–	0,0005 – 0,0060	0,0015 – 0,0070

Zvláštností u ocele T24 i T23 je snížení obsahu uhlíku, což má vliv na průběh křivek u ARA i IRA – diagramu. Toto snížení uhlíku se projeví tím, že při velmi rychlém ochlazení v martenzitickém stupni dosahuje tvrdost pouze hodnoty od 350 do 360 HV10. Další výhodou sníženého obsahu uhlíku je samozřejmě svařitelnost. Podle některých odborných prací [7] je možno u slabostěnných oblastí kotlů se silou stěny menší než 10 mm neprovádět tepelné zpracování. Obě oceli je možno použít v zušlechtěném stavu. Normalizační žíhání zpravidla probíhá při teplotě  $1060^{\circ}\text{C} \pm 10^{\circ}\text{C}$  pro ocel T/P23, pro ocel T/P24 při teplotách  $1000^{\circ}\text{C} \pm 10^{\circ}\text{C}$ . Dále pak teplota pro popouštění u ocele T/P23 je  $760^{\circ}\text{C} \pm 10^{\circ}\text{C}$ , pro ocel T/P24 je to teplota  $750^{\circ}\text{C} \pm 10^{\circ}\text{C}$ . Pro silnostěnné komponenty z těchto ocelí je nezbytně nutné zušlechtění ve vodní lázni z důvodu zajištění vysokých hodnot vrubové houževnatosti. Také pevnostní parametry ocelí T/P23 a T/P24 jsou výrazně vyšší. Tyto oceli projevují dobrou zpracovatelnost podobnou oceli T/P22 [7].

Použití nových ocelí je nezbytné z důvodu vyhovění zvýšeným požadavkům, které vyplývají ze zvýšených provozních teplot. Hlavní použití ocelí T/P23 a T/P24 je v úseku membránových stěn. U silnostěnných komponentů lze pak tyto oceli použít dále pro sběrač kotle, potrubní systém v teplotním rozsahu mezi 500°C až 550°C. Díky tomu vykazují výraznou aplikační přednost před klasickou trubkovou ocelí T/P22. Hodnoty meze pevnosti při tečení ocelí T/P23 a T/P24 vykazují hodnoty, které mohou být překonány jen novými martenzitickými ocelmi jako P91, E911, P92. Aplikační předností je tloušťka stěny potrubí, oproti oceli T/P22 jsou rozměry komponentů téměř poloviční. Na obrázku 2 je porovnání tlouštěk různých materiálů. Výpočty, které to dokazují, byly aplikovány pro 350 MW blok, jež byl dimenzován dle ASME B31.1 původně pro ocel T/P22 [7].

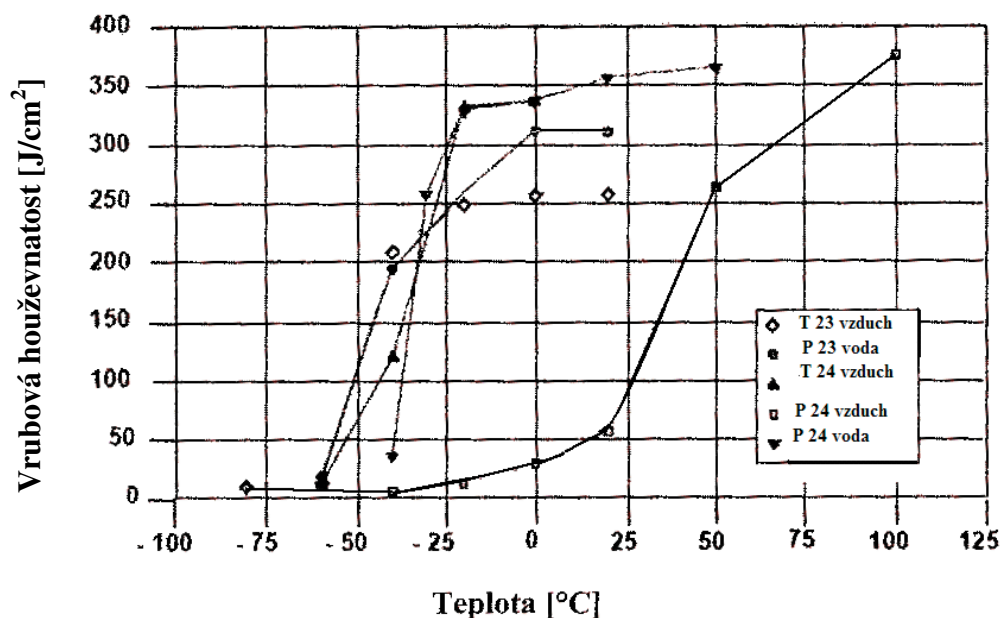


Obr. 2 Porovnání tlouštěk materiálů [9]

### 3.2 Mechanické vlastnosti oceli T24

Charakteristickým znakem každého materiálu, hned po jeho označení či názvu, jsou jeho mechanické vlastnosti. Hodnoty mechanických vlastností předurčují materiál na konkrétní aplikace. Do souboru mechanických vlastností patří mez pevnosti, vrubová houževnatost, mez kluzu. U žárovevých ocelí je to ještě mez pevnosti proti tečení.

V závislosti na ochlazování z teploty normalizačního žíhání byl zjištěn posun Vidalovy – křivky. Tento posun je znázorněn na obr. 3. Při porovnání ochlazovacích křivek pro různé rychlosti ochlazování z austenitické teploty vidíme, že nejméně příznivé je ochlazování na vzduchu pro potrubí z oceli P24. V tomto případě se tranzitní oblast pohybuje okolo teploty 0 °C [7].



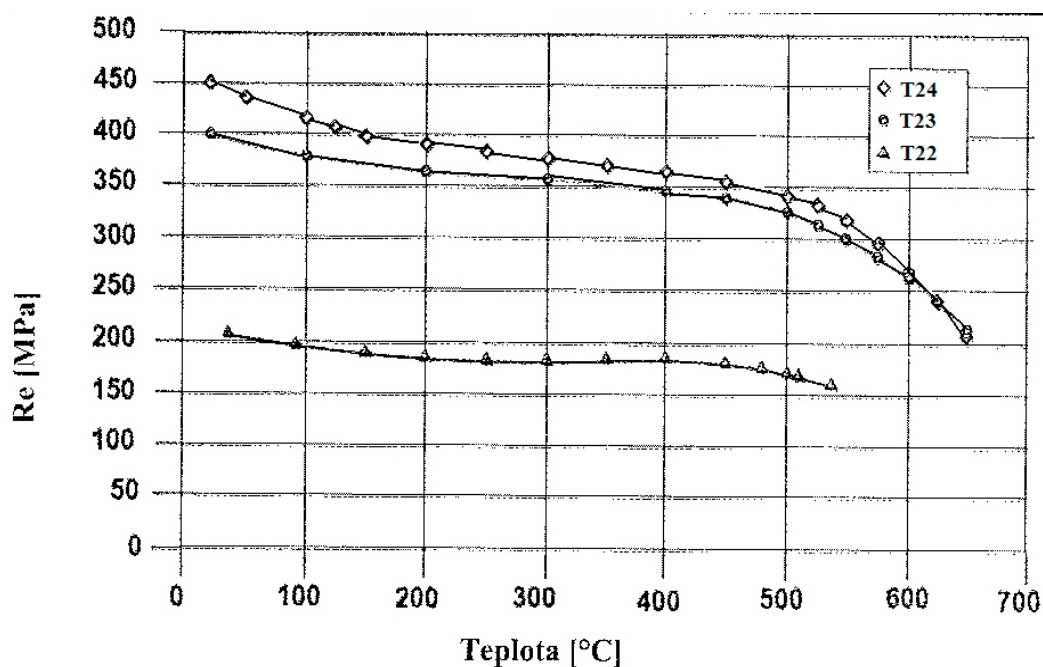
Obr. 3 Vidalovy – křivky pro T23, P23, T24 a P24 [2]

Porovnáme - li ocel T24 a T23 s ocelí T22, mají tyto oceli výrazně vyšší pevnostní parametry. Porovnání mechanických vlastností je uvedeno v tabulce 2. Tyto hodnoty platí při teplotě okolí [7].

Tabulka 2: Mechanické hodnoty ocelí T/P22, T/P23 a T/P24 [10]

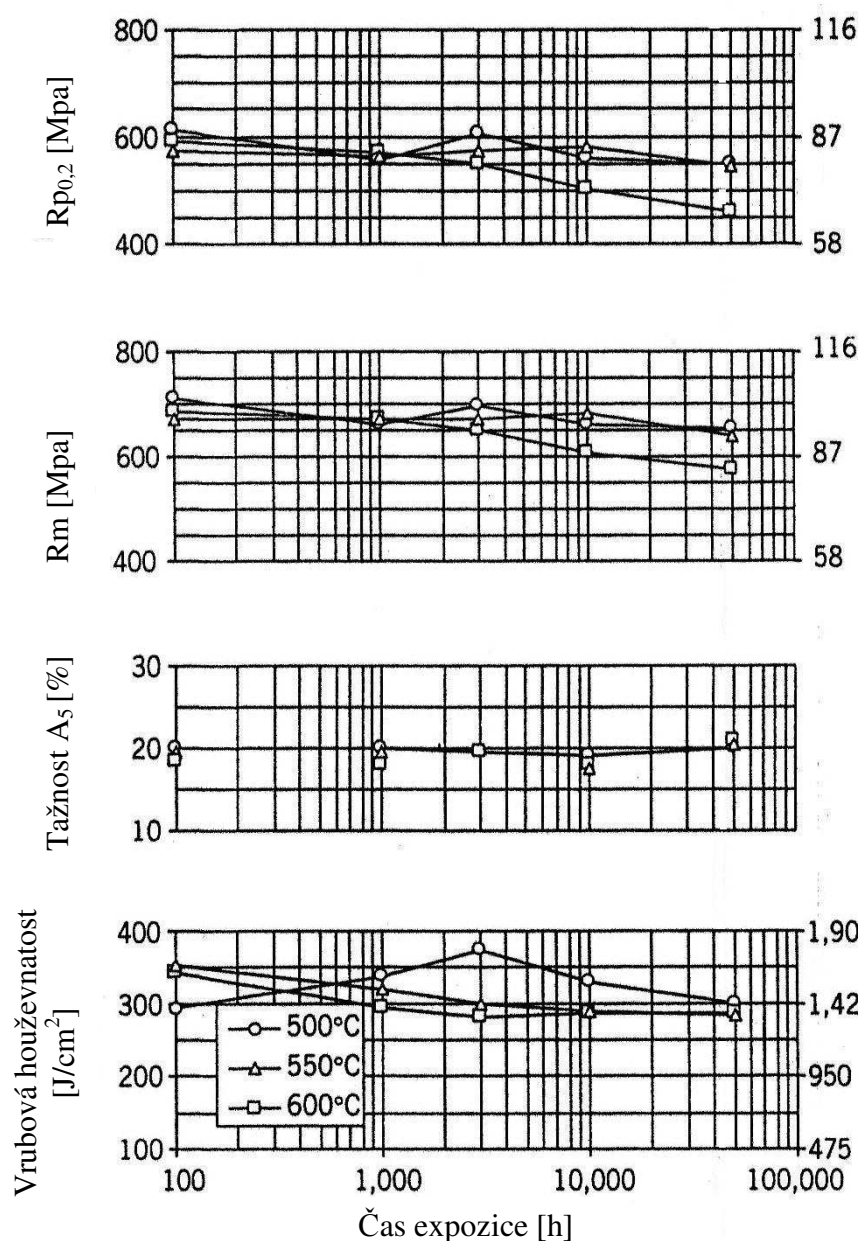
	R <sub>p0,2</sub> [MPa]	Re [MPa]	R <sub>m</sub> [MPa]	A <sub>5</sub> [%]	Tvrdost [HB]	KCV 20°C[J]
T/P22	280	205	415	min. 30	163	40
T/P23	400	400	510	min. 20	220	40
T/P24	450	450	585	min. 20	250	40
P91	min. 450		620-850	min. 17	250	40

Mez pevnosti v kluzu u oceli T24, při zvýšených teplotách (viz obr. 4), je 450 MPa. Tato hodnota umožňuje použití oceli T24 nejen v oblasti creepu, ale i při zvýšených teplotách a rychlostech deformace [2]. S rostoucí teplotou mez kluzu klesá.



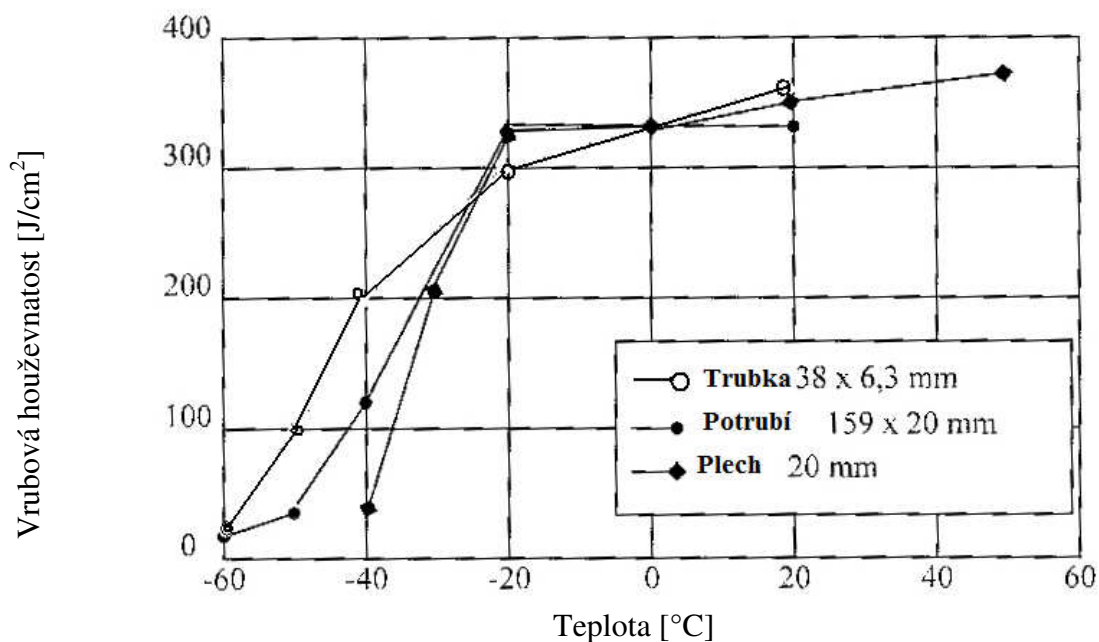
Obr. 4 Minimální hodnoty meze kluzu v tahu v závislosti na teplotě [8]

Na obr. 5 jsou uvedeny průběhy mechanických vlastností ocele T24 po provedení dlouhodobé expozice při teplotě 550 °C. Z těchto grafů je patrné, že mez pevnosti a mez kluzu klesají velmi pozvolna v závislosti na čase. Tažnost u této oceli je, dalo by se říci, téměř konstantní. V tomto případě byl materiál podroben kompletnímu tepelnému zpracování, bylo zde také použito popouštění [8].



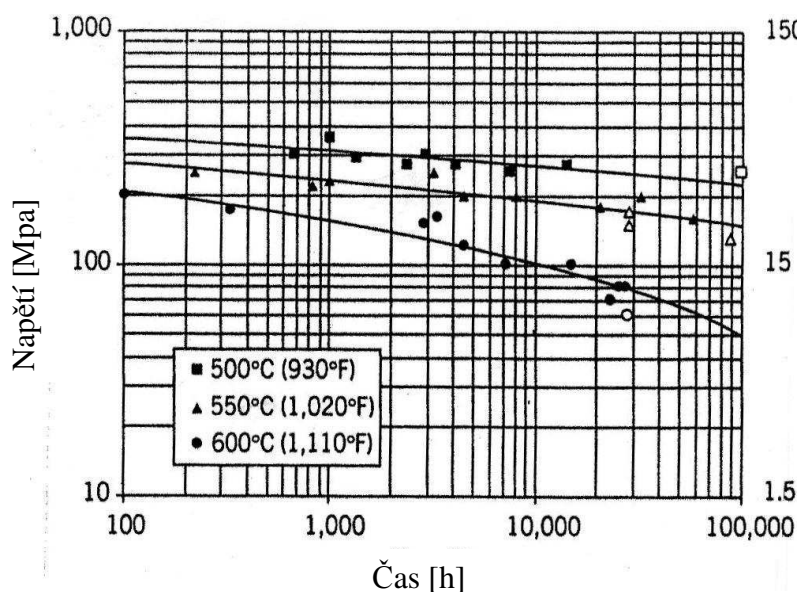
Obr. 5 Mechanické parametry T24 po expozici při 550 °C [8]

Vrubová houževnatost je důležitým ukazatelem odolnosti proti porušení energetických zařízení při přechodových režimech. Rázová houževnatost oceli T24 je v rozmezí teplot od  $-60$  °C do  $+60$  °C dostatečně vysoká. Na obr. 6 je znázorněn průběh vrubové houževnatosti v rozmezí výše uvedených teplot. Z tohoto obrázku můžeme určit tranzitní teplotu oceli T24. Tranzitní teplota oceli T24 je  $-30$  °C [8].



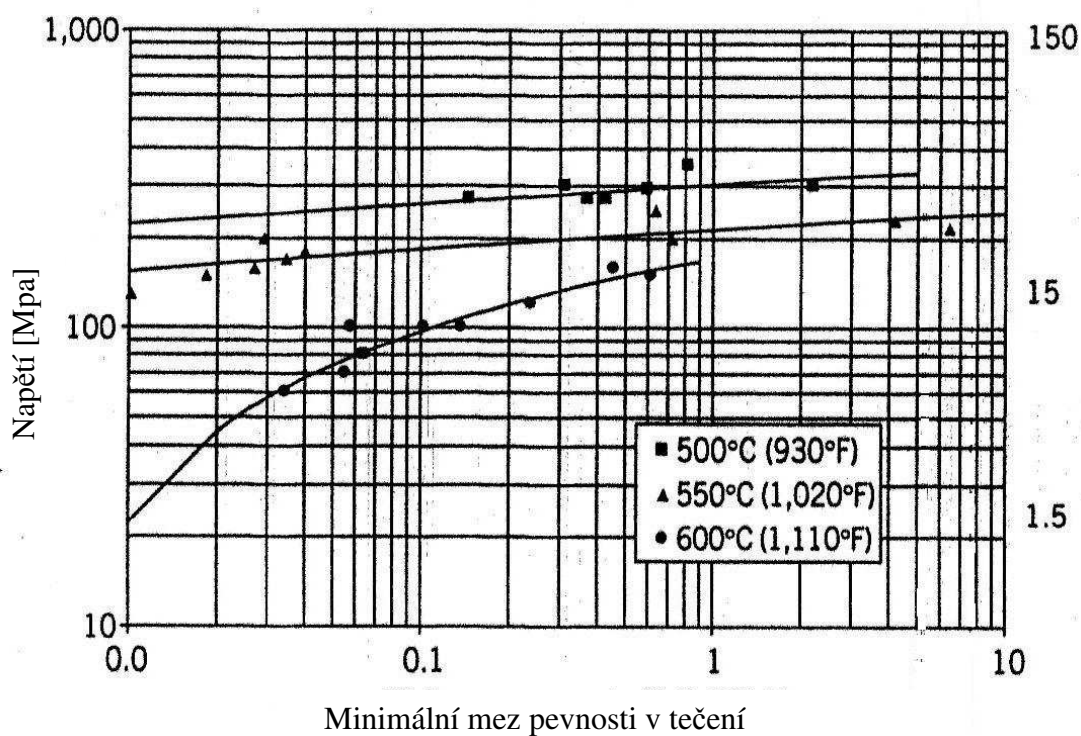
Obr. 6 Vrubová houževnatost oceli T24 [2]

Nejvíce směrodatný charakteristický parametr žárupevné oceli je její mez pevnosti při tečení. U oceli T/P24 je tento parametr vyšší než u ocele T/P23. Zkoušky žárupevnosti probíhají za zvýšených teplot s konstantním napětím. Zkoušky žárupevnosti pro ocel T24 probíhaly při teplotách 500°C, 550°C a 600°C. V práci [8] jsou uvedeny výsledky zkoušek pro ocel T24. Na obr. 7 můžeme pozorovat výsledky těchto zkoušek. Minimální hodnoty meze pevnosti v tečení jsou na obr. 8. Porovnání meze pevnosti při tečení s jinými žáropevnými ocelmi je na obr. 9.

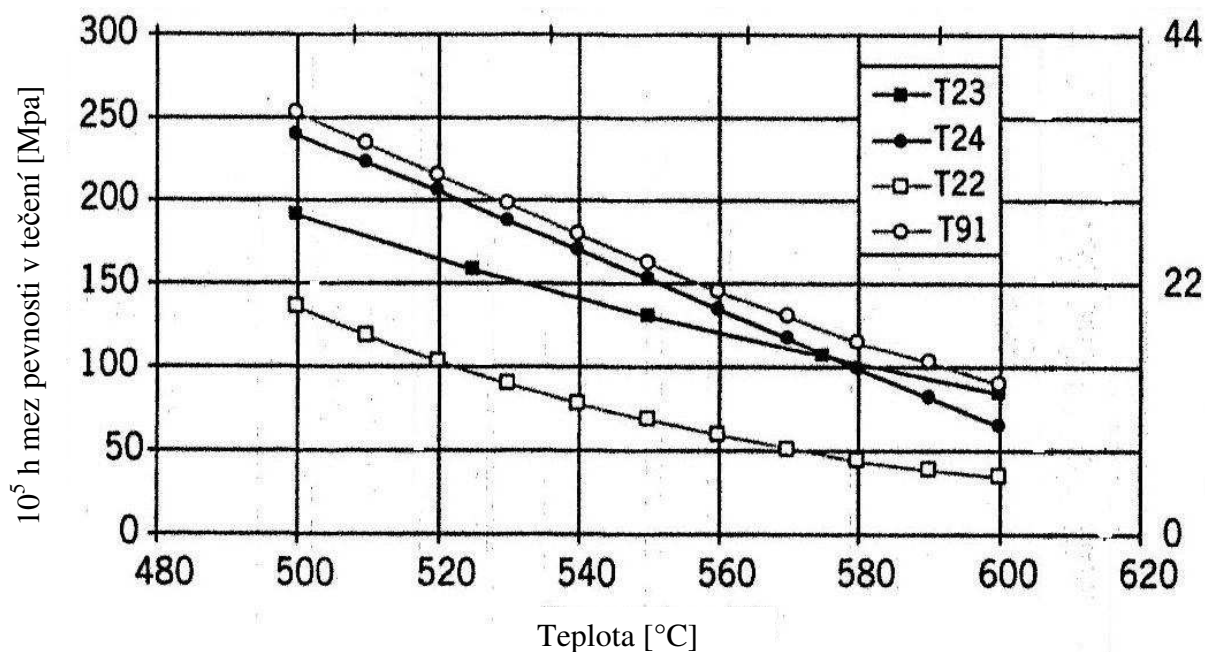


Obr. 7 Mez pevnosti při tečení ocele T24 [8]





Obr. 8 Minimální hodnoty meze pevnosti při tečení ocele T24 [8]



Obr. 9 Parametry meze pevnosti při tečení v závislosti na teplotě vybraných žáropevných ocelí [8]

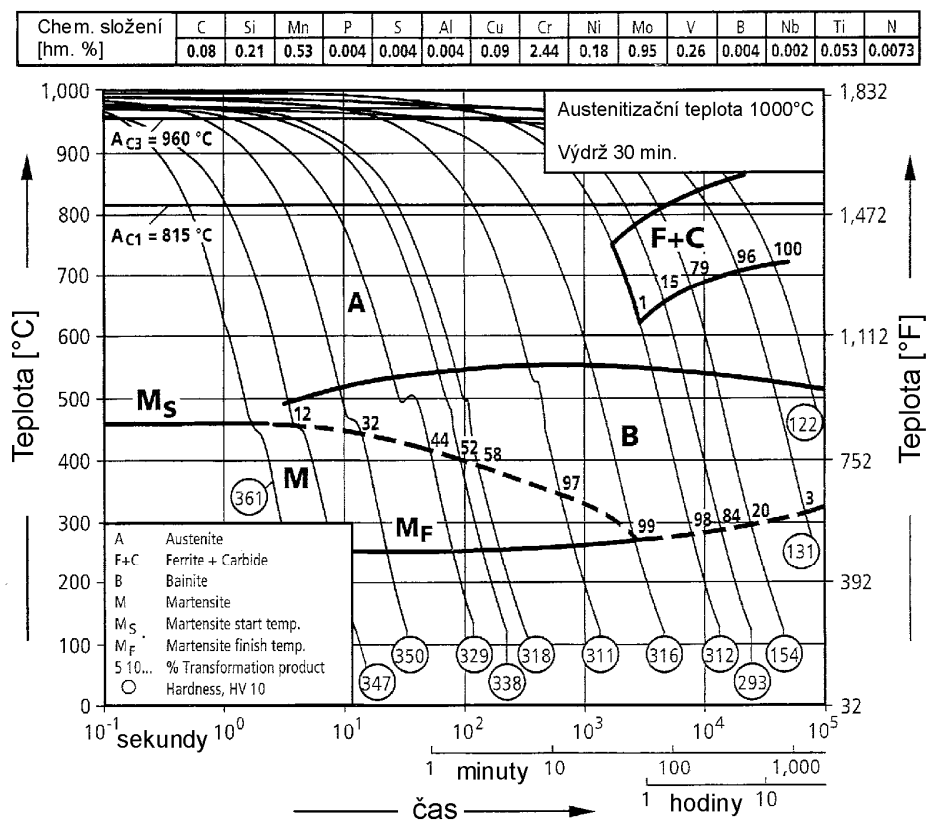
### 3.3 Mikrostruktura oceli T24

Pro určení výsledné mikrostruktury slouží diagramy ARA (diagramy anizotermického rozpadu austenitu). Pomocí ARA diagramů, obr. 10, můžeme odečíst důležité údaje týkající se dalšího zpracování za zvýšených teplot. Jedná se především o teploty  $A_{C1}$  a  $A_{C3}$ . Pro ocel T24 je teplota  $A_{C1} = 815\text{ }^{\circ}\text{C}$  a teplota  $A_{C3} = 960\text{ }^{\circ}\text{C}$ . Základní strukturu oceli T24, po základním tepelném zpracování, které se skládá z normalizačního žíhání a popouštění, tvoří bainit. Další prvky tvořící mikrostrukturu jsou karbidy, nitridy a karbonitridy. Tyto prvky můžeme nazvat částice MX. V tabulce 3 jsou uvedeny hlavní prvky, které jsou přítomné v jednotlivých typech karbidů (karbonitridů) [2].

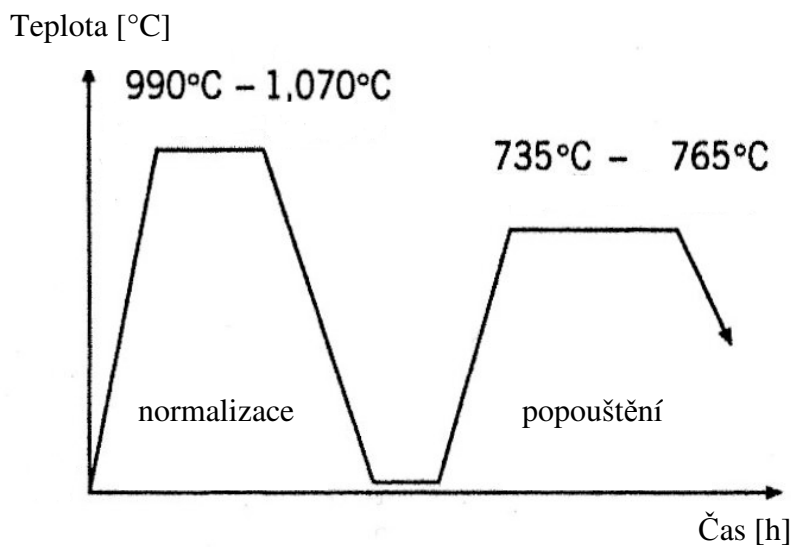
Tabulka 3: Hlavní prvky přítomné v karbidech [2]

Typ karbidu (karbonitrid)	Prvky M		Prvky v X
	dominantní	minoritní	
$M_3C$	Fe	Cr, Mo, V, Mn	C
$M_7C_3$	Cr, Fe	Mo, V	C
$M_{23}C_6$	Cr, Fe	Mo, V	C
$M_2X$	Mo, W, Cr	V	C, N
$M_6C$	Mo, W, Fe	Cr, V	C
MX	V, Ti, Nb, Zr	Mo, Cr	C, N

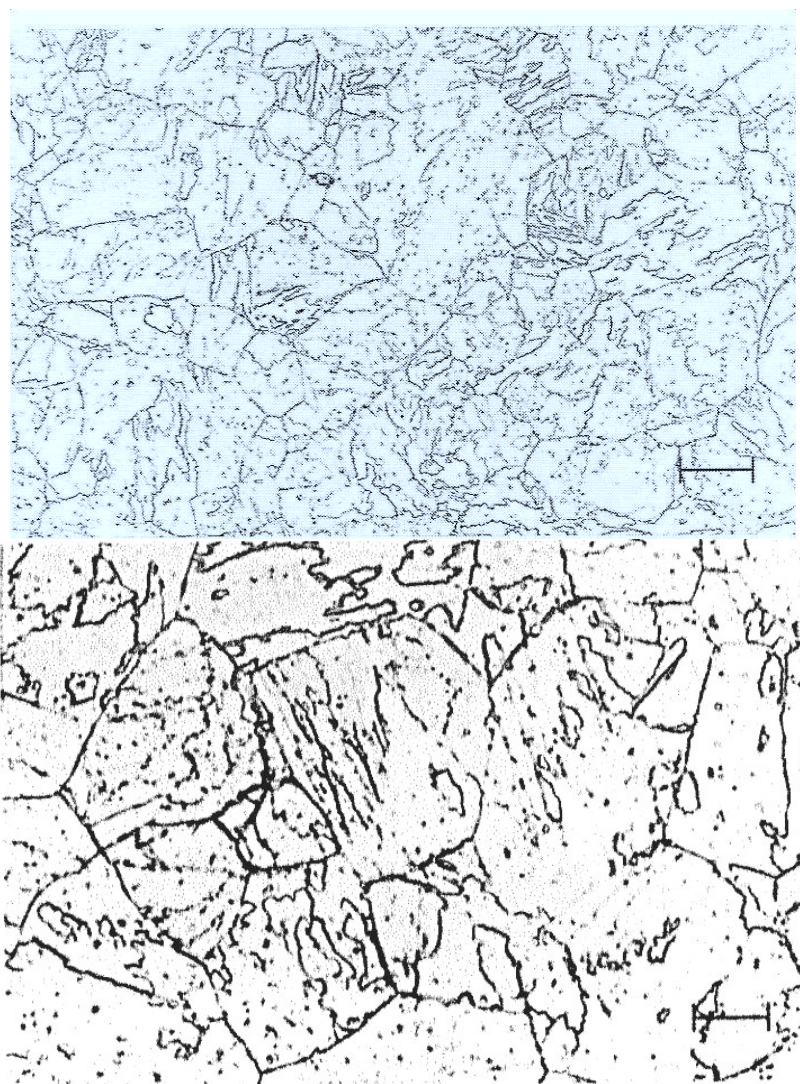
Průběh základního tepelného zpracování oceli T24 je na obr. 11, jedná se o doporučený průběh dle firmy Vallorec & Mannesmann. Teplota normalizačního žíhání, neboli teplota austenitizace, je  $1000\text{ }^{\circ}\text{C} \pm 10\text{ }^{\circ}\text{C}$ . Teplota popouštění je  $750\text{ }^{\circ}\text{C} \pm 10\text{ }^{\circ}\text{C}$ . Na obr. 12 je znázorněna typická mikrostruktura pro ocel T24. Tato struktura vznikne po aplikaci normalizačního žíhání a popouštění a následném chladnutí na vzduchu [8].



Obr. 10 Diagram ARA pro ocel T24 [8]



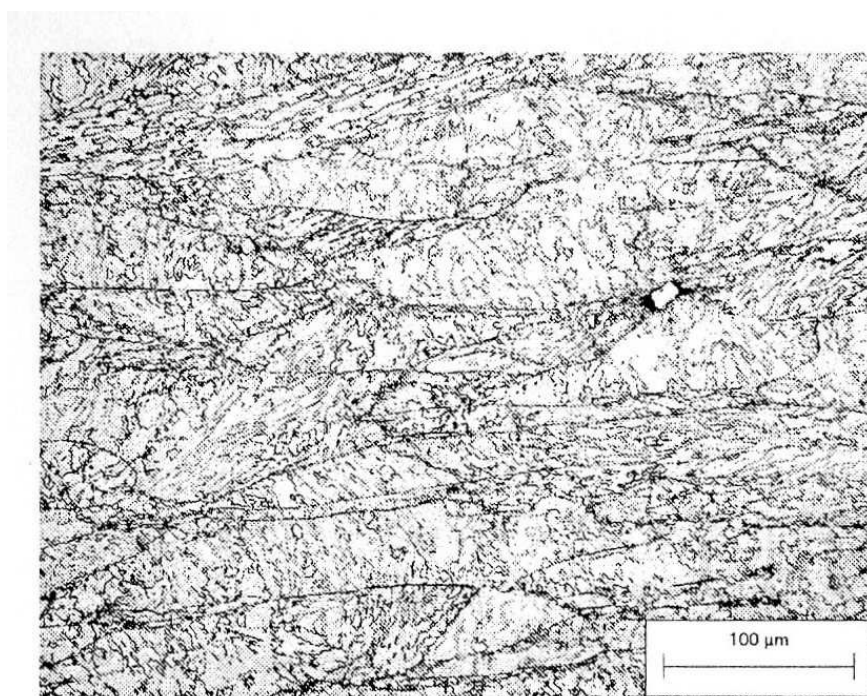
Obr. 11 Průběh základního tepelného zpracování oceli T24 [8]



*Obr. 12 Mikrostruktura oceli T24, délka měřítka 20μm a 8μm [8]*

V práci [2] je posán termomechanický způsob vytvoření požadované mikrostruktury. Termomechanické zpracování ocele v tomto případě představuje proces řízeného válcování v oblasti nízkých tvářecích teplot. Důsledkem tohoto nízkoteplotního válcování je vysoká hustota dislokací. Po popouštění si tato struktura zachovává vysokou hustotu dislokací, to se projevuje zvýšenou pevností. Uplatnění těchto termomechanicky zpracovaných trubiček v prvotní výrobě je otázkou. Protože při překročení teploty válcování dochází k vyloučení hrubých částic karbidů na hranicích zrn a tyto částice po aplikaci dalšího tepelného zpracování (popouštění) pouze hrubnou. To znamená, že nezvyšují svůj příspěvek k precipitačnímu zpevnění [2].

Na Obr. 13 je znázorněna mikrostruktura oceli T24 vytvořena termomechanickým způsobem.



*Obr. 13 Mikrostruktura vytvořena termomechanicky [2]*

Mikrostruktura svarového spoje oceli T24 je ovlivněna teplem vneseným při svařování, ale také přídavným materiálem. Mikrostrukturu po provedení svarového spoje zásadně ovlivňuje popouštění. Díky popouštění je mikrostruktura oceli T24 v ideálním stavu pro aplikaci v provozu. Ocel T24 je možno svařovat několika způsoby a to metodou TIG(114), ruční obalovanou elektrodou(111) nebo svařování automatem pod tavidlem(121). Přídavný materiál pro tyto metody se může lišit nejen mechanickými vlastnostmi ale také chemickým složením. Při svařování oceli T24 nesmíme zapomínat na dodržení teplot předehřevu, interpass a dohřevu. Všechny tyto aspekty ovlivňují strukturu svarového spoje. Na obr. 14 je mikrostruktura svarového kovu, kdy byl použit přídavný materiál Böhler SW 564 v podobě drátu o průměru 2,4 mm. Jedná se o svarový spoj, základní materiál měl podobu desky. Tento spoj byl vytvořen metodou TIG, teplota předehřevu 200°C a maximální teplota interpass 350°C a bez použití popouštění. Na obr. 15 je znázorněna TOO pro ten samý svarový spoj [8].





*Obr. 14 Mikrostruktura svarového kovu oceli T24 [8]*



*Obr. 15 Mikrostruktura TOO oceli T24 [8]*

## 4 Problematika svarových spojů oceli T24

Při vývoji oceli T24 bylo snaha o zjednodušení a snížení nákladů na technologii při svařování. Zjednodušení se týkalo přímo procesu svařování. Snahou vývojářů bylo vytvořit takový materiál, aby se nemusel aplikovat např.: předehřev. Vývojáři nezůstali jen u tohoto cíle, ale snažili se aby nebylo nutno použití tepelného zpracování svarového spoje.

### 4.1 Svařitelnost oceli T24

**Svařitelnost** materiálu je schopnost vytvořit ze dvou částí nerozebíratelný celek některým způsobem tavného, tlakového nebo jiného svařování. Obtížná svařitelnost materiálu se projevuje málo pevným svarem nebo křehnutím materiálu v okolí svaru. Svařitelnost zkoušíme mnoha způsoby:

Zkoušení sklonu k **trhlinám za tepla a studena** a hodnocení trhlin vznikajících při tuhnutí představují ve smyslu svařitelnosti klíčovou roli, a to jak při různých skupinách materiálu tak i při různých způsobech svařování [1].

Problematika svařitelnosti u homogenních spojů ocele T24 je uvedena v práci [11]. Výsledkem této práce je, že přídavný materiál a velikost teploty předehřevu může hlavním způsobem ovlivnit výsledek svařování.

Otázka svařitelnosti materiálu T24 s jiným materiálem byla zkoumána v práci [7]. Tato práce pojednává o provedení svaru ocelí T24 a T23 s martenzitickými ocelmi používanými také v energetice. Metodou WIG byly zhotoveny svary následujících ocelí: T23/T91, T24/T91, P23/P92. Po zhotovení těchto svarů byly provedeny zkoušky. Zkoušky mechanických hodnot byly provedeny tahem napříč při pokojové teplotě a při teplotě 500°C. Ukázalo se, že k přetržení došlo v základním materiálu při dosažení specifických minimálních hodnot pevnosti základních materiálů T23, T24 a P23. Při použití přídavného materiálu pro nízkolegované oceli byly dosaženy nejvyšší hodnoty houževnatosti. Jestliže použijeme přídavný materiál druhově stejný k materiálům P92 a P23 vykazuje vyšší pevnost než základní materiál P23. To vede k vyvození toho, že neexistuje významné oduhličení, které by mělo vliv na pevnostní chování v oblasti spojů v blízkosti hranice ztavení. Zkoušky metalografické zkoumaly zejména oblasti blízko tavných linií s ohledem na oduhličení a nauhličení. Metalografie ukázala, že významně neklesá tvrdost v blízkosti tavných linií

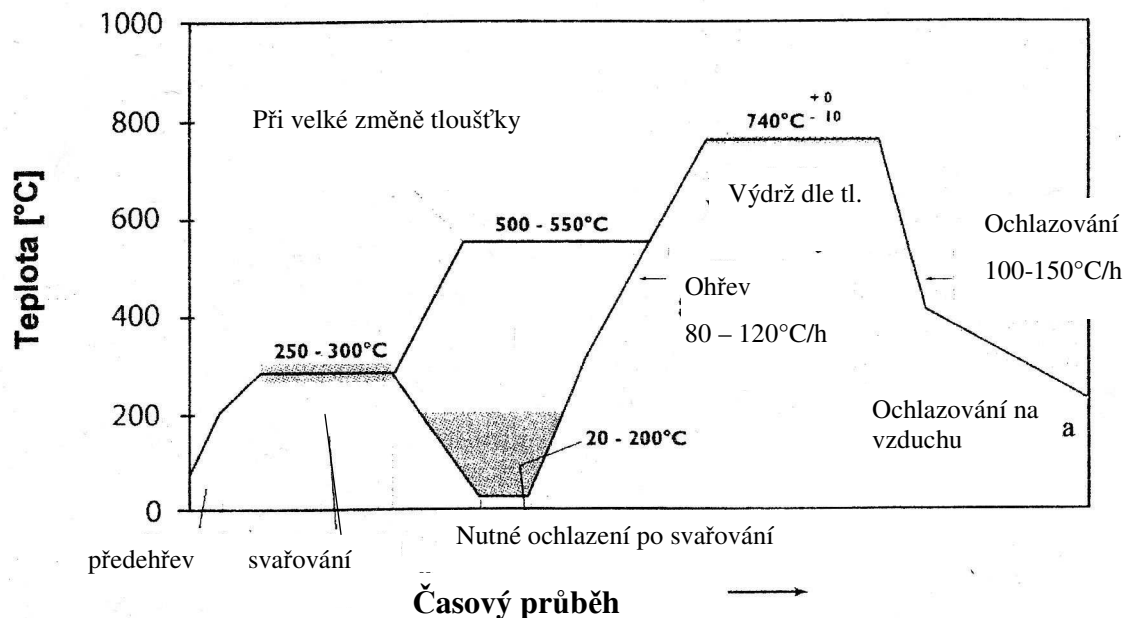
svarového materiálu a TOO pod tvrdost základního materiálu. V druhově stejných svařovacích materiálech k T/P23, T24 a P92 karbidotvorné prvky zamezují silné difúzi uhlíku [7].

### 4.1.1 Teplotní režim svařování

Při svařování žárovevné nízkolegované oceli T24 se snažíme použít pokud možno nejnižší teplotu předehřevu. Na druhou stranu musí být tato teplota dostatečně vysoká, aby bránila vzniku trhlin ve svarovém spoji. Na určení teploty předehřevu mají vliv následující činitele:

- Chemické složení základního a přídavného materiálu
- Obsah vodíku ve svarovém kovu
- Tloušťka svarového spoje, tuhost konstrukčního uzlu atd.

Na obr. 16 je graficky znázorněn teplotní režim svařování. Jedná se o závislost teploty na čase. V tomto teplotním režimu jsou uvedeny všechny aspekty pro vytvoření ideálního svarového spoje. Tento režim obsahuje předehřev, vlastní svařování, dodržení mezihousenkové teploty a následné popouštění [5].



Obr. 16 Teplotní režim svařování pro oceli T/P23 a T/P24 [5]

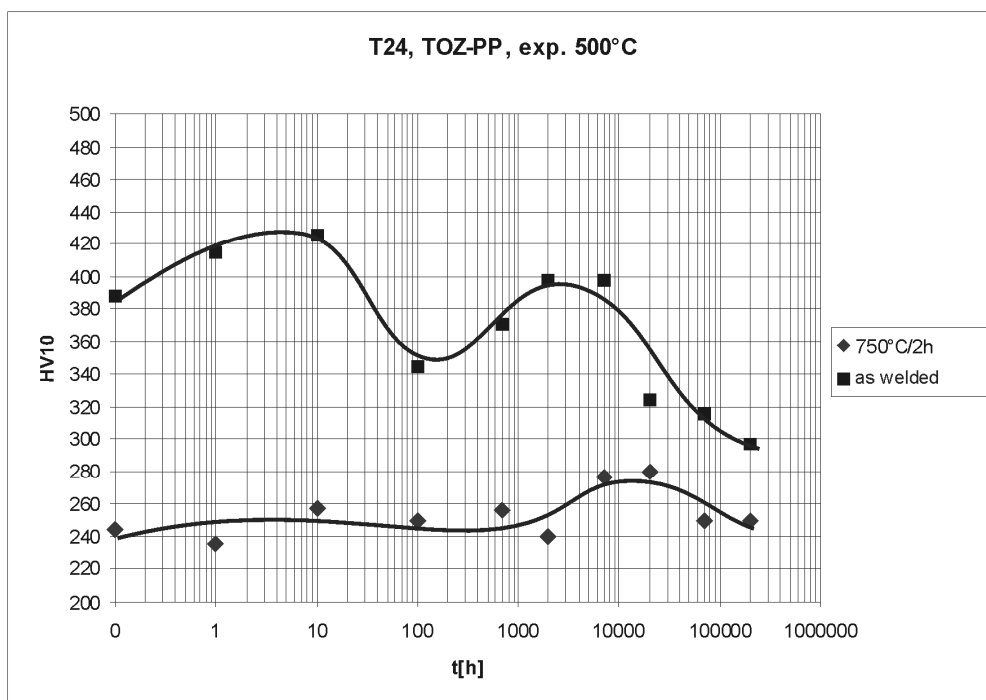


## **4.2 Současný stav problematiky tepelného zpracování svarových spojů oceli T24**

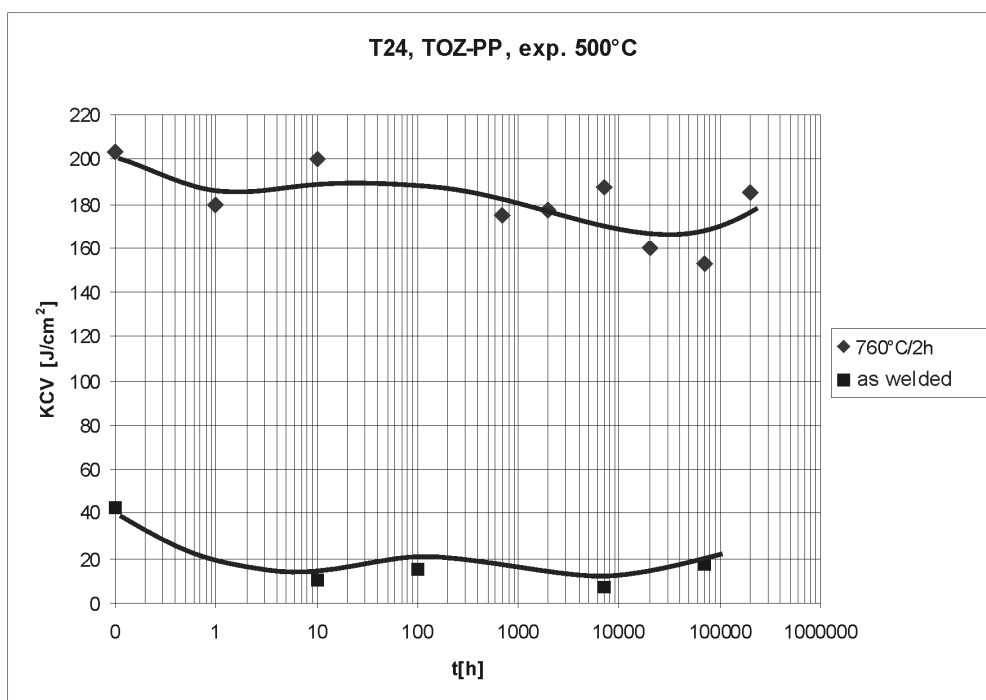
V pracích [12] a [13] se autoři zabývají otázkou, zda je nutné zařazení tepelného zpracování po svařování ocele T24.

V práci [13] byl proveden zkušební svarový spoj pomocí metody 111, přídavný materiál byl Thyssen Cromo3V. Po provedení svarových spojů byl jeden vzorek podroben popouštění a druhý byl ve stavu po svaření. Teplota popouštění byla 760°C po dobu 2 hodin. Dále pak byly vzorky podrobeny simulovanému provozu při teplotě 500°C. Výsledky této práce jsou znázorněny na obr. 17 a obr. 18. Z těchto grafů je patrné, že vzorek bez tepelného zpracování v podobě popouštění překračuje povolené hodnoty tvrdosti. Také vrubová houževnatost tohoto vzorku je velmi odlišná. Jestliže se zaměříme na vzorek s tepelným zpracováním jsou jeho parametry, tvrdosti a vrubové houževnatosti, velmi příznivé. Rozdíl mezi těmito vzorky je způsoben sekundárním vytvrzováním. Sekundární vytvrzování způsobuje nárůst hodnot tvrdosti po několika hodinách simulovaného provozu. Další vytvrzení probíhá po 1000 hodinách. Tento průběh tvrdosti zřejmě naznačuje to, že zde mohou precipitovat dva druhy částic způsobující sekundární vytvrzení.

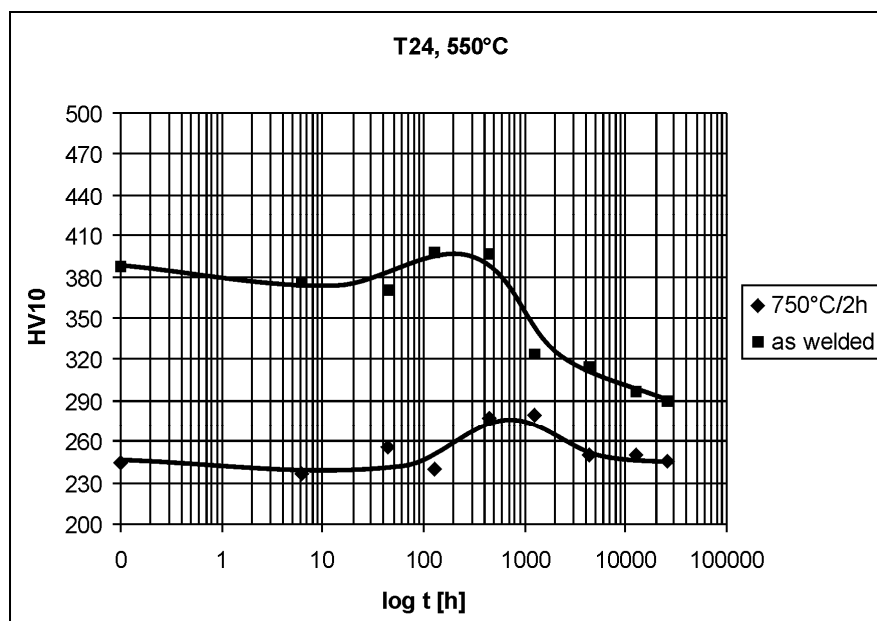
Na obr. 19 je patrný rozdíl mezi tepelně zpracovaným a tepelně nezpracovaným vzorkem. Jedná se o průběh tvrdosti v pásmu přehřátí při teplotě expozice 550°C. Můžeme zde pozorovat jasný důkaz sekundárního vytvrzení. Při použití tepelného zpracování v podobě popouštění k tomuto sekundárnímu vytvrzení nedochází. Tento jev má spojitost s vrubovou houževnatostí a také s tvrdostí svarového spoje. Průběh vrubové houževnatosti pro teplotu 550°C je na obr. 20. Proto pro spolehlivý provoz zařízení z materiálu T24 je vhodné použití jak předehřevu tak i popouštění.



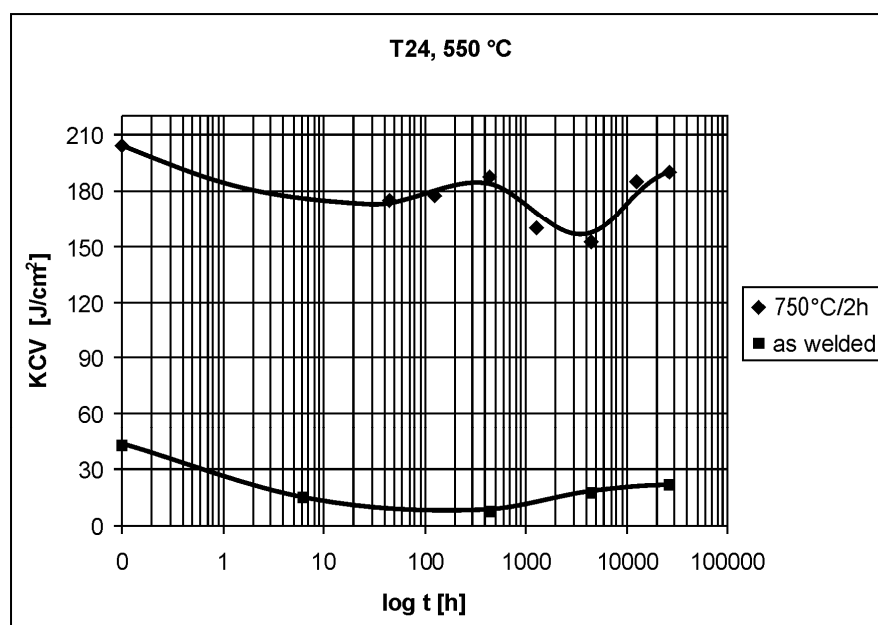
Obr. 17 Průběh tvrdosti v pásnu přehřátí v TOO oceli T24, teplota expozice 500°C [13]



Obr. 18 Průběh vrubové houževnatosti v pásnu přehřátí v TOO oceli T24, teplota expozice 500°C [13]



Obr. 19 Průběh tvrdosti v pásmu přehřátí TOZ oceli T24, provozní teplota 550°C [12]



Obr. 20 Průběh vrubové houževnatosti v pásmu přehřátí TOZ oceli T24, provozní teplota 550°C [12]

Z výsledků prací [12] a [13] plynou doporučení pro materiál T24:

Pro tenkostěnný materiál (tloušťka svařence menší než 15 mm)

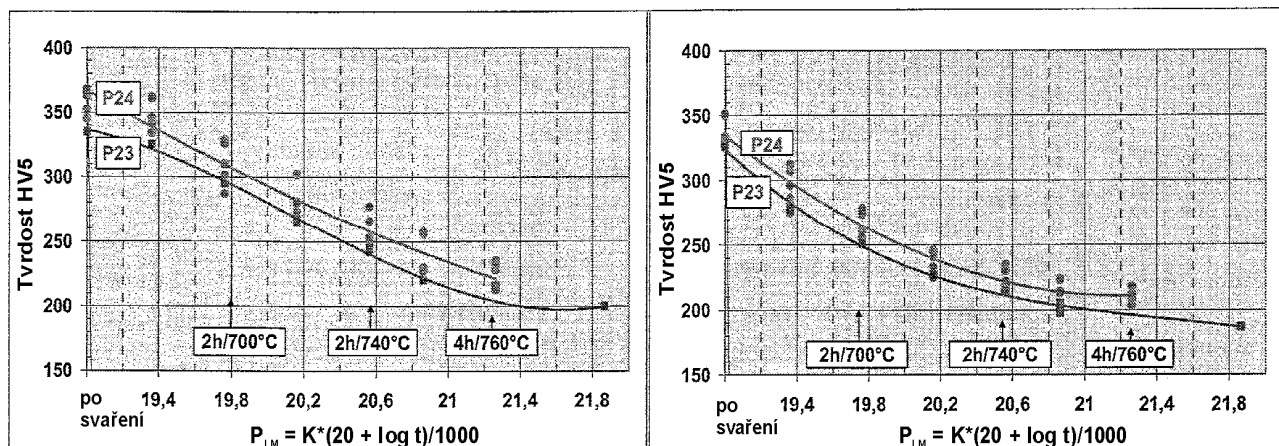
- Minimální teplota předehřevu 150 °C
- Teplota žíhání 750 °C až 760 °C [12]

Pro silnostěnný materiál (tloušťka svařence větší než 15 mm)

- Teplota předehřevu 200 °C až 250 °C
- Teplota žíhání 750°C až 760 °C [12]

Tepelné zpracování svarových spojů oceli T24 je dosud věcí, na které se neshodnou odborníci zabývající se problematikou svarových spojů této oceli. Jedna skupina autorů tvrdí, že popouštění je možno vynechat z důvodu nepřekročení povolených hodnot tvrdosti. Hraniční hodnota tvrdosti pro svarové spoje je dle normy 350 HV10. Například v práci [14] autoři uvádějí, že není nutno svarový spoj popouštět. Důvodem jejich názoru jsou vyhovující mechanické vlastnosti. Ovšem toto měření probíhalo hned po provedení svarového spoje. Tudíž nemohlo dojít k potvrzení sekundárního vytvrzení těchto spojů.

Autor práce [15] sledoval vliv tepelného zpracování na svarové spoje. V této práci je popsán vliv na vrubovou houževnatost a tvrdost. Parametry tepelného zpracování, čas a teplota, je v této práci vyjádřena pomocí Larson – Millerova parametru. Autor dospěl k závěru, že bez vhodného tepelného zpracování nelze dosáhnout odpovídajících vlastností svarového spoje. Literatura nejčastěji uvádí teplotu 740°C až 760°C. Dále je zde pak doporučení snížit dovolenou hodnotu tvrdosti na 300 HV. Těchto hodnot nelze dosáhnout jinak než popouštěním svarových spojů. Z výsledků této práce lze jednoznačně usoudit, že bez popouštění svarových spojů oceli T24 není možno zaručit bezpečný provoz. Výsledky této práce jsou znázorněny na obr. 19. Z těchto výsledků je patrné, že popouštění zásadně ovlivňuje tvrdost ve svarovém kovu tak pásma přehřátí v TOO.



Obr. 21 Vliv popouštění na tvrdost v pásmu přehřátí (vlevo) a ve svarovém kovu (vpravo)

[15]

Zkoumání mechanických vlastností za vysoké teploty a vliv popouštění byl zkoumán v práci [16]. Bylo zde použito následujících kritérií, max. tvrdost 350 HV10 a min. KCV 27 J při 20°C (34 J/cm<sup>2</sup> pro trubičky), pro posouzení nezbytnosti použití popouštění. Vzorky byly podrobeny termickému jednoduchému nebo dvojitému cyklu, který odpovídá reálnému svaru. Výsledky této práce jsou následující:

- Pro T24 bylo KCV nižší než 34 J/cm<sup>2</sup> jen v hrubozrnné oblasti s nejrychlejším časem ochlazení. Nejvyšší tvrdost byla 352 HV10, PWHT při 735°C po dobu 30 minut způsobuje přijatelné hodnoty tvrdosti i vrubové houževnatosti.
- Pro P24 je tepelné zpracování po svařování nezbytné pro zvýšení KCV za okolní teploty v tepelně ovlivněné hrubozrnné oblasti svarového spoje [16]

Při popouštění tedy odstraníme sekundární vytvrzení vznikající při pracovní teplotě. Při ohřevu na popouštěcí teplotu dochází k precipitaci karbidu vanadu v TOO. Karbid vanadu se při teplotě 1350°C v průběhu svařování úplně rozpouští. Jak dosáhnou nově vzniknuté karbidické částice kritickou velikost, výrazně se sníží plasticita vysokoteplotní zóny TOO. Precipitace karbidických částic – jejich kinetika je závislá na výchozí struktuře a hustotě dislokací. Z experimentů bylo zjištěno, že při bainitické struktuře je precipitace karbidických částic pomalejší než u martenzitické výchozí struktury. To znamená, že při dané rychlosti ohřevu se dosáhne kritická disperze karbidických částic při vyšší teplotě v bainitické než v martenzitické struktuře. Díky tomuto zjištění by měla struktura pro tepelné zpracování obsahovat co nejvíce bainitu ve směsi s martenzitem [2].

## **Experimentální část**

## 5 Metodika experimentálních prací

Jako základní materiál byla použita ocel 7CrMoVTiB 10-10 ( T24 ) v podobě trubky o průměru 38 mm a tloušťce stěny 6,3 mm určena pro výrobu membránových stěn, číslo materiálu EN 1.7378. Byla použita metoda svařování TIG (141). Touto metodou byl svařen kořen a dvě svarové housenky. Byla použita netavící se elektroda WT 20, barevné označení: červeně. Přídavný materiál byl použit v podobě drátu o průměru 2,4 a délce 1000 mm. Označení přídavného materiálu Union I CrMoVTiB. Výrobce přídavného materiálu je firma Böhler-Thyssen, označení přídavného materiálu dle výrobce je EN 12070 – WZ CrMoV 2 1 TiB, AWS A5.28 – 96: ER 90S – G. Jako ochranný plyn byl zvolen argon UN 1006. Chemické složení základního materiálu je v tabulce 4.

*Tabulka 4: Chemické složení základního materiálu*

Prvek	%
C	0,080
Si	0,30
Mn	0,520
P	0,005
S	0,001
Cr	2,320
Mo	0,960
Ti	0,07
V	0,230
Al	0,02
N	0,007
B	0,0025

Mechanické hodnoty jsou uvedeny v tabulce 5.

*Tabulka 5: Mechanické hodnoty oceli T24*

Rm [MPa]	665
Nárazová práce[J]	215
A [%]	20%
Rp <sub>0,2</sub> [MPa]	553

V tabulce 6 jsou uvedeny výsledky tahové zkoušky při zvýšených teplotách.

*Tabulka 6: Hodnoty meze pevnosti a smluvní meze kluzu při zvýšených teplotách*

	Teplota [°C]		
	450	500	550
Rm [Mpa]	533	495	457
Rp <sub>02</sub> [MPa]	454	431	404

Chemické složení přídatného materiálu je v tabulce 7.

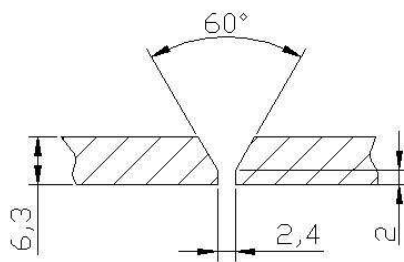
*Tabulka 7: Chemické složení přídatného materiálu*

Prvek	C	Mn	Mo	Si	Cr	V	Ti	B
%	0.05	0.50	1.0	0.30	2.20	0.22	0.05	0.003

Parametry pro svařování kořene byly následující: napětí U = 31–33 V, proud I = 500 – 600A a rychlost svařování v = 0,02 – 0,04 m/min. Hodnoty pro 1 a 2 housenku byly zvoleny: napětí U=31 – 33 V , proud I=500 – 600 A a rychlost svařování v = 0,03 – 0,05 m/min.

Úprava svarových ploch byla provedena soustružením. Úprava je v souladu s normou ČSN EN ISO 9692-1.





*Obr. 22 Úprava svarových ploch pro T24*

Záznam svařování viz. Příloha D.

Tepelná expozice byla provedena v laboratoři katedry mechanické technologie. Po provedení tepelné expozice byly vzorky upraveny pro měření tvrdosti. Na vzorcích byly provedeny výbrusy a následně se provedlo naleptání 10% kyselinou dusičnou. Měření tvrdosti probíhalo dle normy ČSN EN 1043 – 1. Po zaznamenání hodnot do tabulek byly sestaveny grafy tvrdosti jednotlivých pásem svarového spoje. Dále pak byly provedeny zkoušky metalografické, a to makrostruktury a mikrostruktury.

## **5.1 Návrh tepelné expozice**

Návrh teplot a časů pro simulovaný provoz je v tabulce 7. Pro simulaci pracovní teploty jsem navrhnul teploty 500°C a 550°C. Skutečné teploty experimentu byly 500°C, 525°C, 550°C, 600°C, 625°C a 650°C. Delších časů pro pracovní teploty bylo dosaženo zvýšením teploty a následným přepočtem na nižší teplotu, pro získání odpovídajících časů. Po provedení tepelné expozice chladly vzorky na vzduchu při okolní teplotě. Přepočet časů pro pracovní teploty je proveden dle Arrheniovy rovnice [17] Skutečné doby expozice se pohybují od 10 do 982 hodin.

Tabulka 8: Návrh teplot a časů pro tepelnou expozici, skutečné a přepočtené hodnoty

T <sub>2</sub> [°C]	t <sub>2</sub> [h:min]	t <sub>1</sub> při T <sub>1</sub> =500 °C	t <sub>1</sub> při T <sub>1</sub> =550 °C
500	10	10	0,63
500	100	100	6,3
525	250	1037	65,695
550	633:24	10000,7	633,4
600	550:18	100013,55	6334,42
625	359	200000	12660,52
650	258	414157,9	26235,548
650	982	1576368,9	100000

Arrheniova rovnice v základním tvaru

$$\dot{\epsilon} = A \cdot \exp\left[-\frac{Q}{R \cdot T}\right] \quad \text{resp.} \quad t = A_0 \cdot \exp\left[\frac{Q}{R \cdot T}\right] \quad (1)$$

Kde:

$\dot{\epsilon}$  - rychlost stacionárního creepu [s<sup>-1</sup>]

t - doba (do lomu) [s, h]

Q - aktivační energie, [J/mol]

R - univerzální plynová konstanta [J/(mol.K)]

T - termodynamická teplota [K]

Po úpravě této rovnice dostaneme vztah pro výpočet t<sub>1</sub>

$$t_1 = t_2 \cdot \exp\left[\frac{Q}{R} \left(\frac{T_2 - T_1}{T_1 \cdot T_2}\right)\right] \quad (2)$$

Hodnoty R a Q nabývají hodnot

Q=292 000 J/mol [19, 20, 21]

R=8,314 J/mol.K

## 5.2 Provedení tepelné expozice

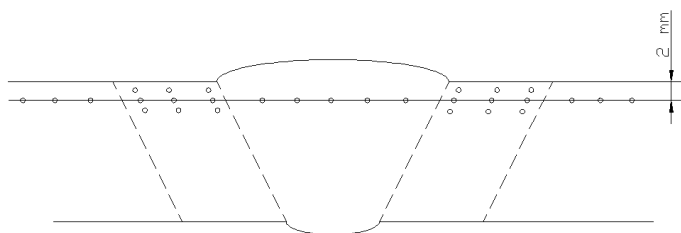
Pro tepelnou expozici bylo použito 18 vzorků. Tyto vzorky byly získány dělením svařených trubek. Polovina vzorků byla popuštěna a polovina byla ve stavu po svaření. Na těchto vzorcích byla provedena simulace provozu při výše uvedených teplotách. Simulace probíhala v elektrické peci bez zatížení v laboratoři katedry mechanické technologie. Vzorky byly do pece vkládány ve dvojici a to jeden popuštěný a jeden ve stavu po svaření. Teplota byla kontrolována pomocí termočlánku umístěném v prostoru pece a druhý termočlánek byl situován v těsné blízkosti vzorků. Toto opatření bylo provedeno z důvodu přesnější kontroly teploty vložených vzorků. Průběh expozice byl kontrolován v intervalu několika hodin z důvodu možné poruchy. V tabulce 5 je uvedeno značení vzorků, jejich teplota a čas expozice.

Tabulka 9: Záznam tepelné expozice

Č. vzorku	$t_2$ [h]	$T_2$ [°C]	Pec [°C]	teplota na vzorku (teploměr) [°C]
2.2. a 3.2.	10	500	498	504
2.3. a 3.3.	100	500	499	505
2.4. a 3.4.	250	525	521	529
1.4. a 4.4.	633,4	550	542	558
2.5. a 3.5.	550,3	600	599	605
1.2. a 4.2.	359	625	610	630
1.3. a 4.3.	258	650	635	658
1.5. a 4.5.	982	650	635	656

## 6 Měření tvrdosti

Měření tvrdosti bylo provedeno na všech vzorcích. Tvrdost byla měřena dle Vickerse zatížením 10 kg. Příprava byla provedena stejným způsobem jako pro vyhodnocování makrostruktury. Měření probíhalo dle normy ČSN EN 1043 – 1. Rozmístění vpichů pro zkoušku tvrdosti je na obr. 22. Vpichy byly vedeny v linii 2 mm od horního okraje. Vzdálenost vpichů byla dodržena dle normy ČSN EN 1043 – 1.



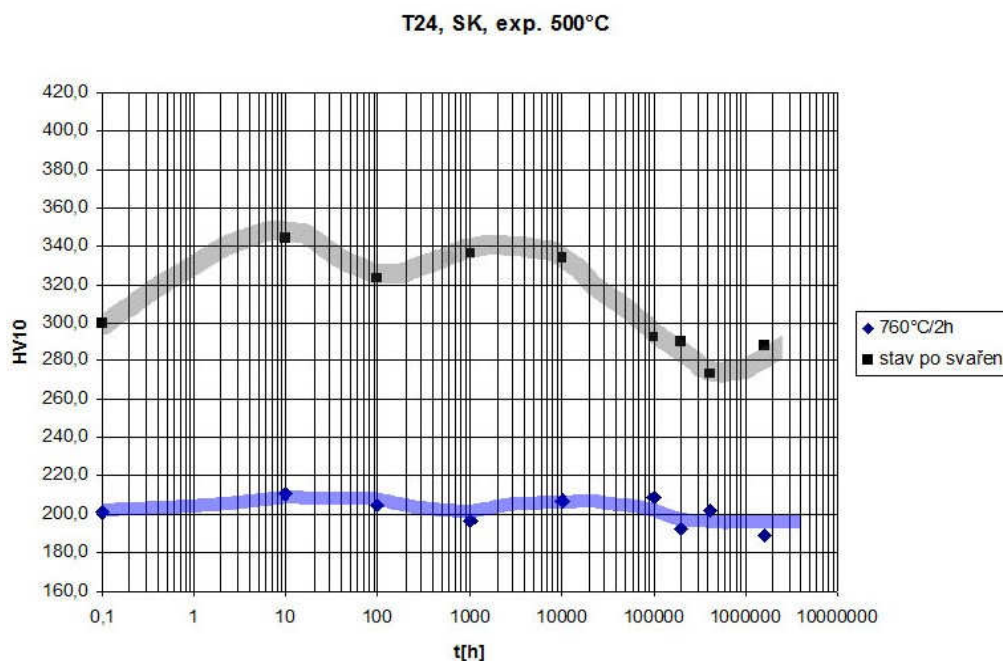
*Obr. 23 Umístění jednotlivých vtisků pro měření tvrdosti svarového spoje oceli T24*

Měření bylo aplikováno na vzorky, které prošly tepelnou expozicí při skutečných teplotách. Vykreslené pásma v grafech tvrdostí představují trend průběhů tvrdostí při simulovaném provozu. Šířky jednotlivých pásem byly určeny z rozptylu naměřených hodnot. Pásma v grafech zvýrazněné šedou barvou reprezentují vzorky bez tepelného zpracování. Pásma zbarvená modře pak reprezentují vzorky s tepelným zpracováním v podobě popouštění.

### 6.1 Průběh tvrdosti pro teplotu expozice 500°C

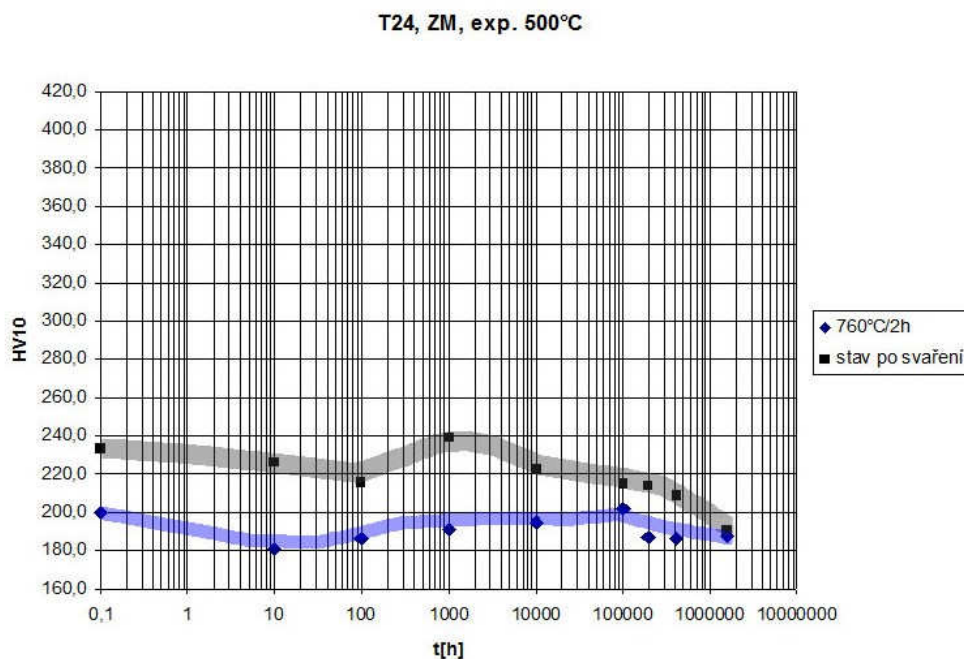
Průběh tvrdosti pro tuto teplotu je znázorněn na obr. 24 až 28. Měření byly podrobeny oblasti základního materiálu, svarového kovu a tři pásma tepelně ovlivněné oblasti svarového spoje.

Na obr. 24 je průběh tvrdosti pro svarový kov. U svarového kovu můžeme pozorovat velký rozdíl tvrdostí. Nárůst tvrdosti je způsoben sekundárním vytvrzením. K prvnímu zvýšení tvrdosti dochází již po 10 hodinách simulovaného provozu. V oblasti sta hodin tvrdost klesá a další zvýšení se vyskytuje kolem tisíce hodin. Po překročení statisíce hodin následuje pokles tvrdosti. V závěru dochází opět ke zvýšení tvrdosti. Průběh tvrdosti u vzorků s tepelným zpracováním je téměř konstantní.



*Obr. 24 Trend průběhu tvrdosti ve svarovém kovu při teplotě 500 °C*

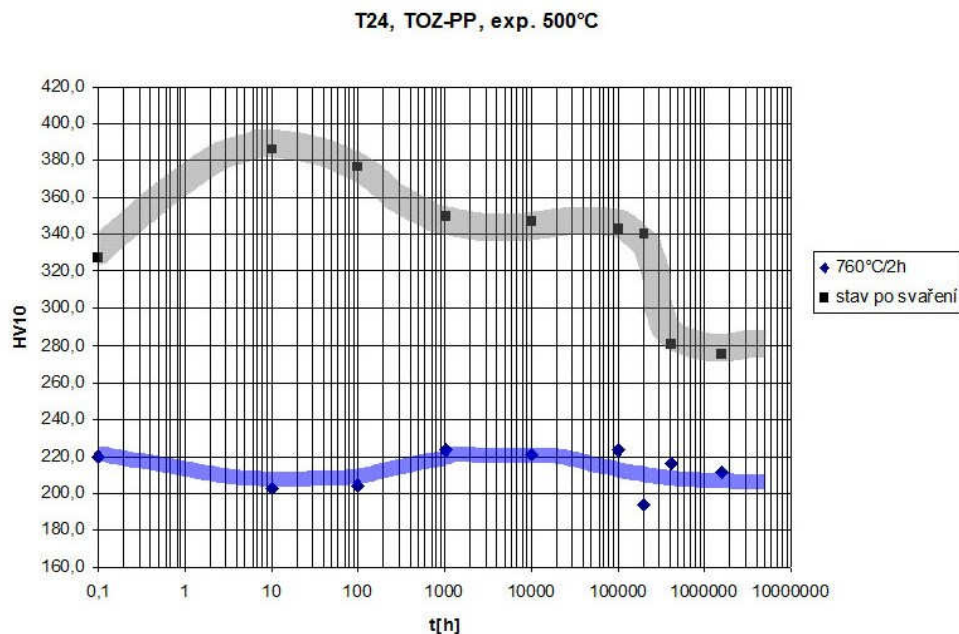
Průběh tvrdosti v základním materiálu je na obr. 25. Mezi tepelně zpracovaným a nezpracovaným vzorkem můžeme pozorovat nevelký rozdíl v průběhu tvrdostí. V základním materiálu tedy nedochází k výraznějšímu nárůstu tvrdosti a je možno usoudit, že zde nedochází k sekundárnímu vytvrzení.



*Obr. 25 Trend průběhu tvrdosti v základním materiálu při teplotě 500 °C*

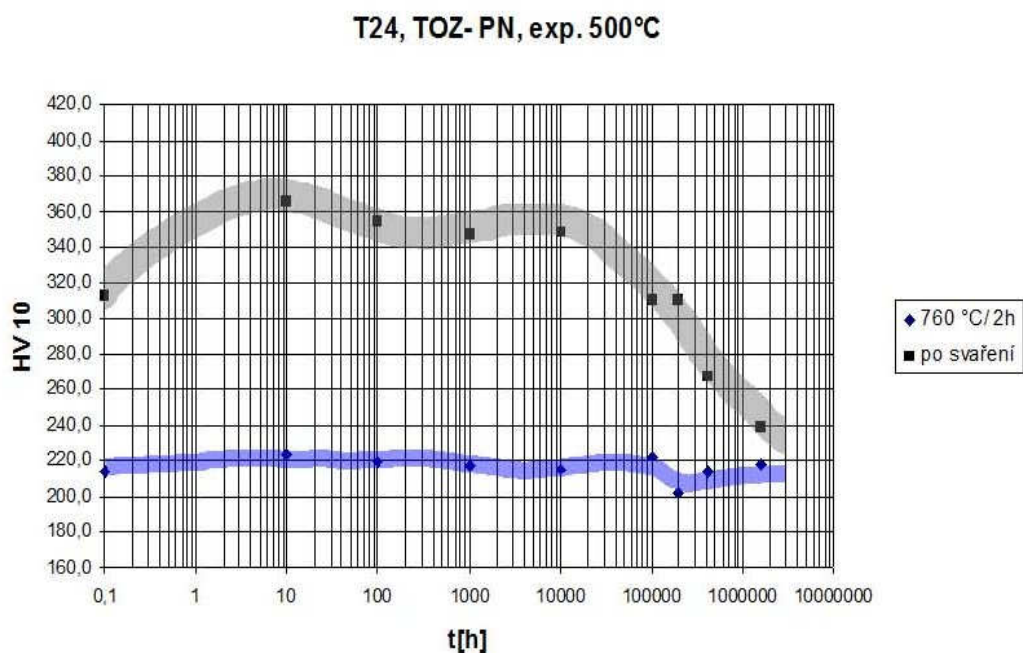
Průběh tvrdosti v pásmu přehřátí TOO je na obr. 26. Největší rozdíl tvrdosti můžeme pozorovat v pásmu přehřátí. Nejvyšší tvrdosti je dosaženo po době 10 hodin, tato hodnota činí více než 380 jednotek HV10. Tato hodnota překračuje dovolenou hodnotu tvrdosti pro

svarové spoje, která činí 350 HV10. Po překročení sta hodin expozice, tvrdost klesá k hodnotě 340 HV10. K závěru doby expozice tvrdost klesá k hodnotě 280 HV10. Při pohledu na průběh tepelně zpracovaného vzorku můžeme pozorovat průběh tvrdosti téměř lineární. V tomto případě nedochází k výrazné změně tvrdosti.



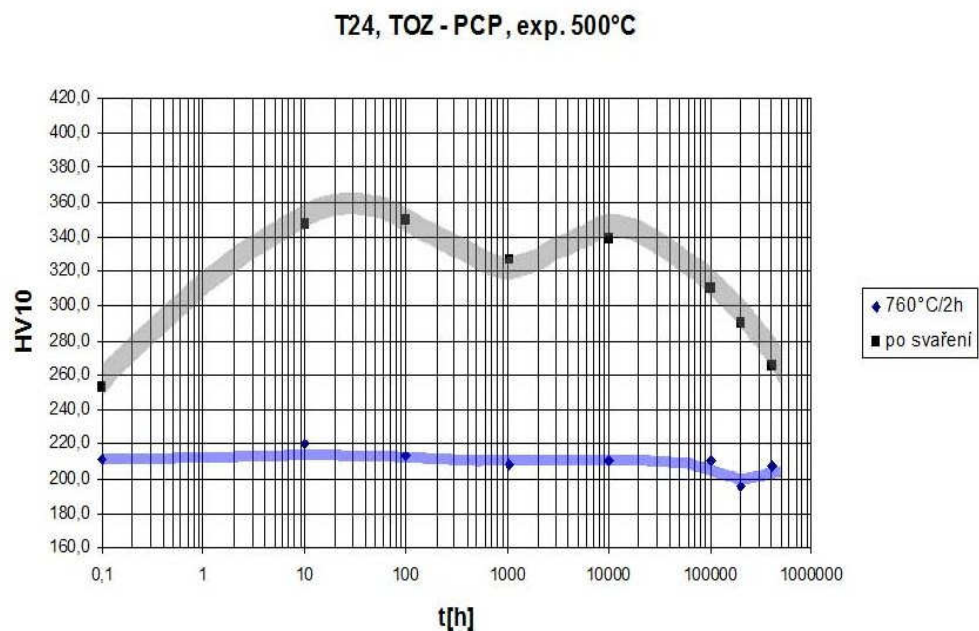
*Obr. 26 Trend průběhu tvrdosti v pásnu přehřátí při teplotě 500 °C*

Na obr. 27 můžeme pozorovat průběh pro pásno normalizace. V pásnu normalizace je situace velmi podobná. Také zde je nejvyšší tvrdosti dosaženo po 10 hodinách expozice u nepopuštěného vzorku. Po překročení maximální tvrdosti, která činí 366 jednotek HV10, dochází k poklesu až na hodnotu 240 HV10. Tepelně zpracované vzorky se pohybují kolem hodnoty 220 HV10. Průběh je zde velmi příznivý oproti tepelně nezpracovanému vzorku.



*Obr. 27 Trend průběhu tvrdosti v pásmu normalizace při teplotě 500 °C*

Průběh tvrdosti v pásmu částečné překrystalizace je na obr. 28. První výrazné zvýšení tvrdosti můžeme pozorovat po 10 hodinách. Následuje pokles a další zvýšení tvrdosti nastává při tisíci hodinách. V posledním časovém úseku tvrdost klesá k hodnotě 260 HV10. Tepelně zpracované vzorky opět nevykazují výrazných rozdílů v hodnotách tvrdosti.

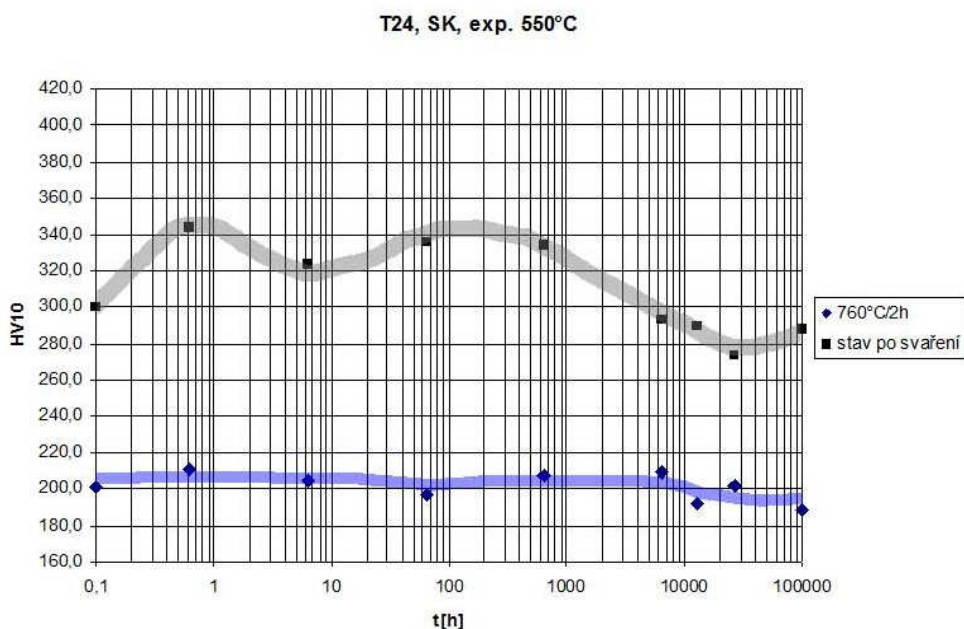


*Obr. 28 Trend průběhu tvrdosti v pásmu částečné překrystalizace při teplotě 500 °C*

## 6.2 Průběh tvrdosti pro teplotu expozice 550°C

Skutečné časy expozice byly přepočteny pro teplotu expozice 550°C. Průběh tvrdostí pro teplotu 550°C je znázorněn na obr. 29 až obr. 33.

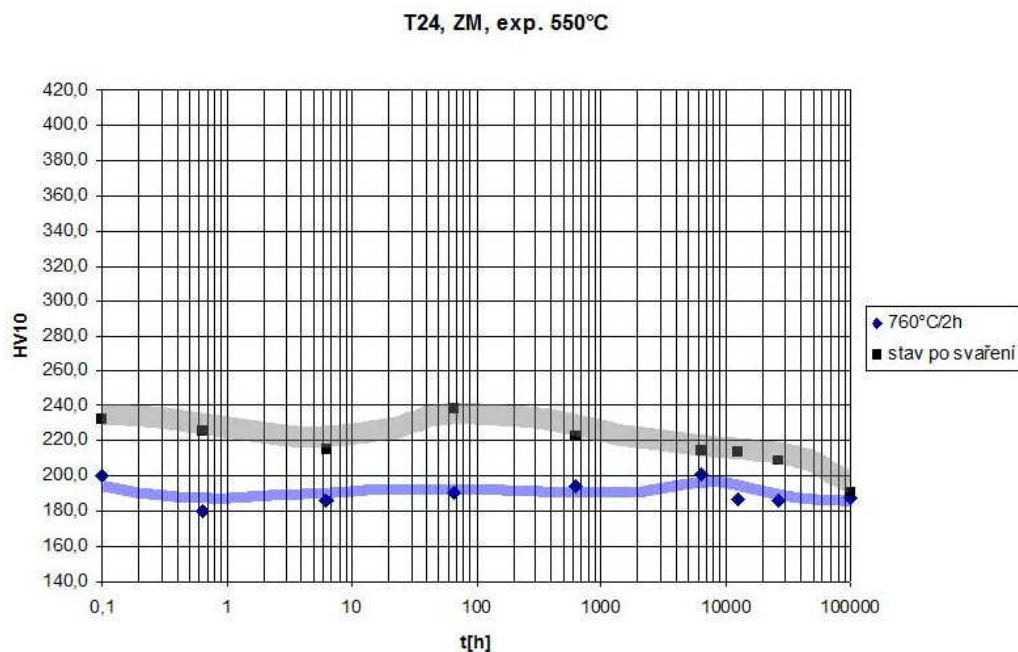
Na obr. 29 je znázorněn průběh tvrdosti ve svarovém kovu. Ve svarovém kovu dochází ke zvýšení tvrdosti již po hodině tepelné expozice. Následně dochází k poklesu a další zvýšení je v oblasti 100 hodin. Po dosažení druhého maxima tvrdosti dochází k pozvolnému poklesu až k hodnotě 280 HV10. Při delších časech dochází opět ke zvýšení tvrdosti. U tepelně zpracovaných vzorků je průběh tvrdosti velmi plynulý a je totožný s průběhem při teplotě expozice 500°C.



Obr. 29 Trend průběhu tvrdosti ve svarovém kovu při teplotě 550 °C

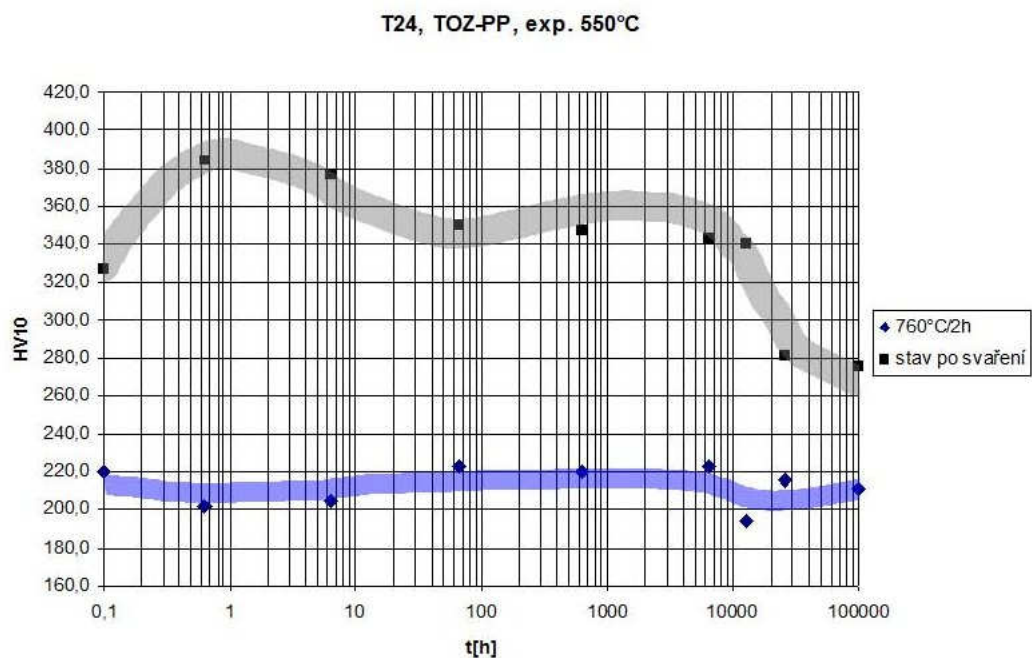
U základního materiálu je průběh tvrdosti při teplotě 550°C totožný s průběhem pro teplotu 500°C. Podobný v tom smyslu, že rozdíl hodnot tvrdosti tepelně zpracovaného a tepelně nezpracovaného vzorku nevykazují velkého rozdílu. Hodnota tvrdosti v základním materiálu bez tepelného zpracování nepřesahuje hodnotu 250 HV10. Průběh tvrdosti v základním materiálu pro tepelně zpracované a tepelně nezpracované vzorky je na obr. 30. Také v tomto případě je průběh tvrdosti u tepelně zpracovaných vzorků velmi příznivý.





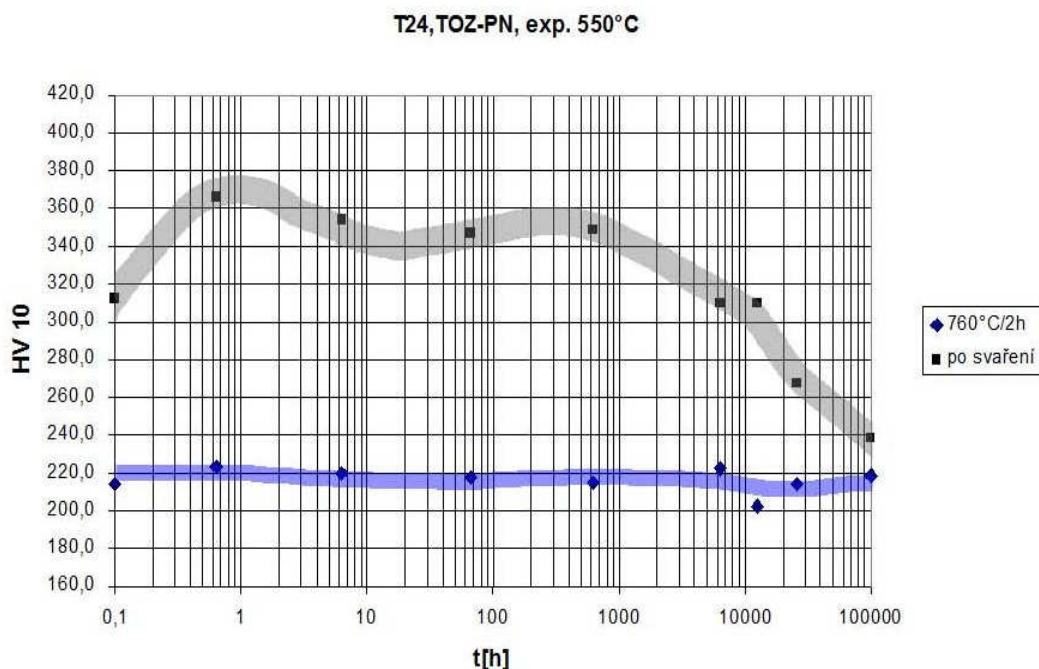
Obr. 30 Průběh tvrdosti v základním materiálu při teplotě 550 °C

Průběh tvrdosti pro pásmo přehřátí je na obr. 31. V pásmu přehřátí stoupá tvrdost ještě před 1 hodinou a dosahuje hodnoty 384 HV10. Po překročení maximální hodnoty následuje pokles k hodnotě 350 HV10. Po stech hodinách tvrdost mírně klesá. V poslední fázi expozice tvrdost klesne až k hodnotě 280 HV10. Tepelně zpracované vzorky nevykazují výraznějších odchylek.



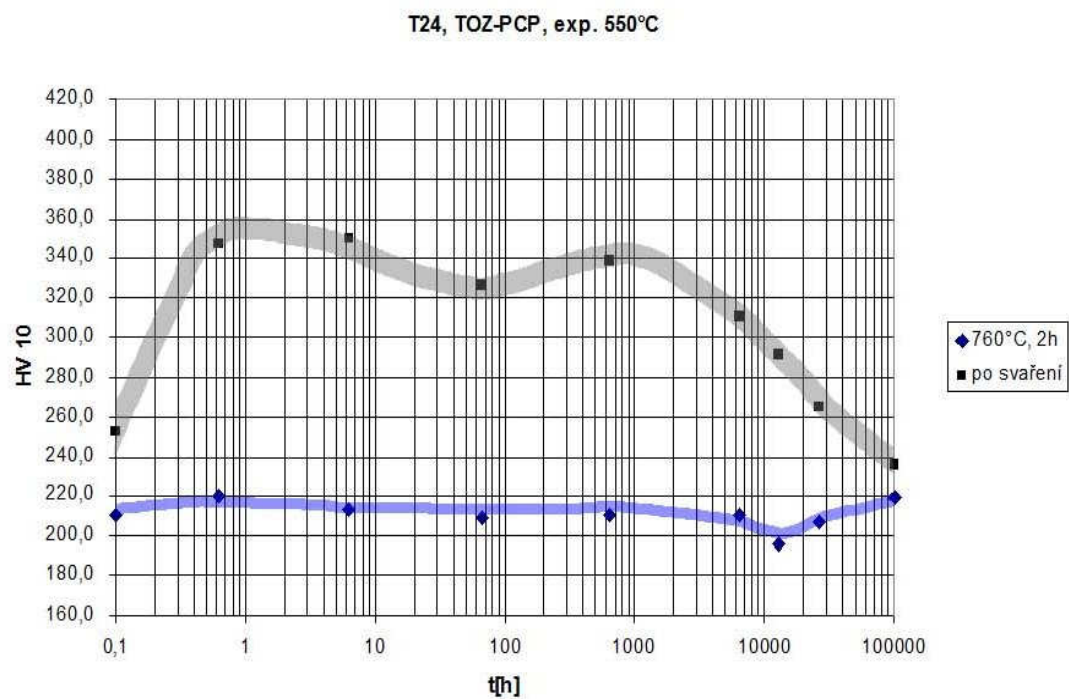
Obr. 31 Trend průběh tvrdosti v pásmu přehřátí při teplotě 550 °C

Na obr. 32 můžeme pozorovat průběh tvrdosti v pásmu normalizace. Také v tomto případě roste rychlost před dosažením jedné hodiny tepelné expozice. Po dosažení maximální hodnoty tvrdosti, jedná se o hodnotu 366 HV10, klesá tvrdost k hodnotě 350 HV10. Po překročení sta hodin expozice klesá tvrdost až k hodnotě 240 HV10. Tepelně zpracované vzorky se pohybují okolo hodnoty 220 HV10.



*Obr. 32 Trend průběh tvrdosti v pásmu normalizace při teplotě 550 °C*

Průběh tvrdosti pro pásmo částečné překrystalizace je na obr. 33. V pásmu částečné překrystalizace bez popouštění dochází ke zvýšení tvrdosti stejně jako u ostatních pásem před dosažením jedné hodiny expozice. Před dosažením deseti hodin následuje pokles tvrdosti. V oblasti tisíce hodin se opět tvrdost zvyšuje. Dále pak tvrdost klesá až k hodnotě 220 HV10. Tepelně zpracované vzorky v tomto pásmu nevykazují výrazných změn. Průběh tvrdosti pro tepelně zpracované vzorky je optimální.



Obr. 33 Trend průběh tvrdosti v pásmu částečné překrystalizace při teplotě 550 °C

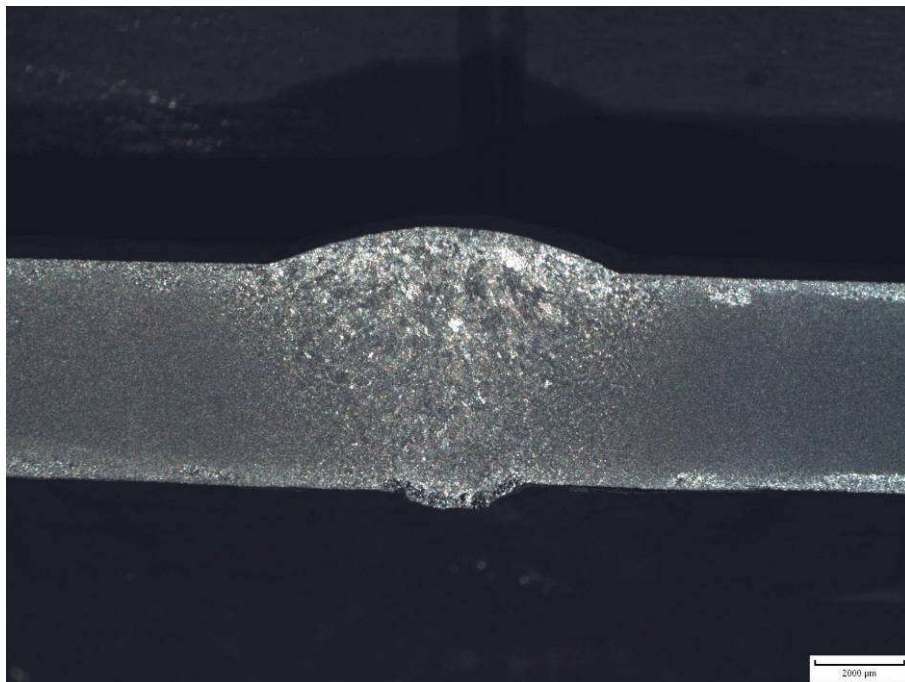
## 7 Metalografie svarových spojů oceli T 24

Na vybraných vzorcích byly provedeny metalografické výbrusy pro makrostrukturu a mikrostrukturu. Pro tyto účely byly vybrány 4 vzorky, dvojice vzorků s tepelným zpracováním a dvojice bez tepelného zpracování. Na leptání vzorků pro makrostrukturu bylo použito 10% kyseliny dusičné. Vzorky pro mikrostrukturu byly leptány 2% kyselinou dusičnou s alkoholem zvanou též nital.

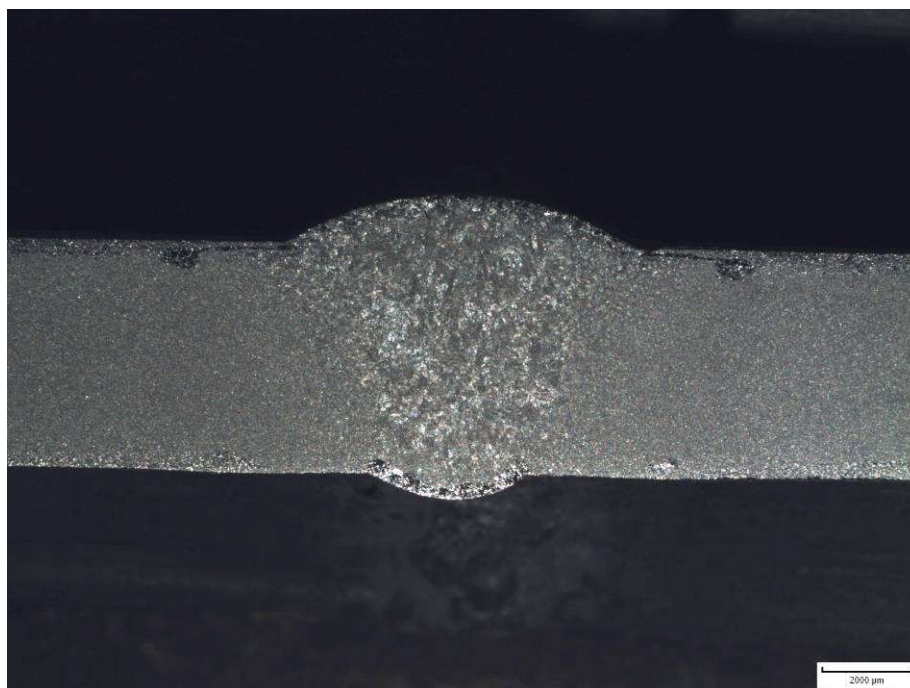
### 7.1 Makrostruktura

Vzorky pro makrostrukturu byly broušeny za sucha na smircích o zrnitosti 80, 180 a 400. Po naleptání bylo provedeno vyhodnocení dle normy ČSN EN ISO 5817. Pro tuto zkoušku byly použity vzorky 1.2, 2.3, 3.3 a 4.3.

Na obr. 34 je vyobrazena makrostruktura vzorku 1.2. Tento vzorek byl podroben tepelnému zpracování v podobě popouštění a následně prošel tepelnou expozicí při teplotě 625°C a 359 hodinách. Z hlediska hodnocení makrostruktury svarového spoje je tento svarový spoj bez vad. Vzorek 2.3 byl rovněž podroben tepelnému zpracování v podobě popouštění, teplota expozice činila 500°C po dobu 100 hodin. Makrostruktura tohoto vzorku je na obr. 35. Co se týče hodnocení makrostruktury je tento vzorek také bez vad. Vzorek 3.3 nebyl podroben tepelnému zpracování, teplota expozice byla 500°C po dobu 100 hodin. Díky tomuto faktu můžeme pozorovat na obr. 36 rozdílnou makrostrukturu oproti vzorkům s tepelným zpracováním. Zejména je zde patrná rozdílnost v oblasti TOO, šířka TOO. Velmi podobná makrostruktura je na obr. 37. Jde o vzorek 4.3. Tento vzorek nebyl rovněž tepelně zpracován, expozice při teplotě 650°C po dobu 258 hodin. Také v tomto případě můžeme pozorovat odlišnosti oproti vzorkům s tepelným zpracováním. Dalo by se říci, že již makrostruktura poukazuje na jasnou rozlišnost mezi vzorky s tepelným zpracováním oproti vzorkům bez tepelného zpracování. Dále pak vzorek 3.3 z hlediska hodnocení makrostruktury nemá vyhovující kořen. Tento fakt ovšem žádným způsobem neovlivnil prováděné zkoušky.

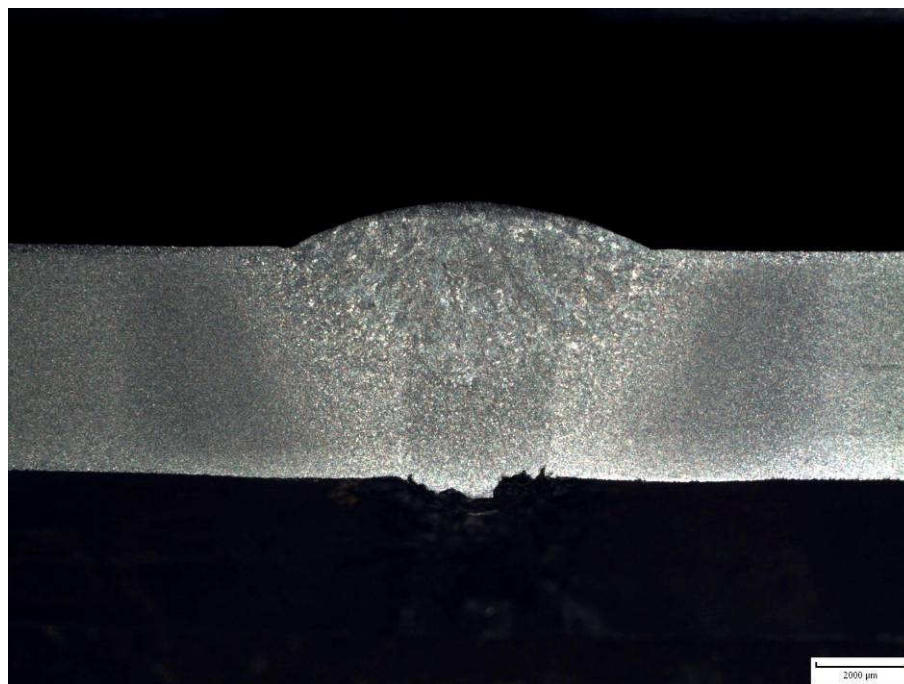


*Obr. 34 Makrostruktura vzorku 1.2, zvětšeno 6,7x*



*Obr. 35 Makrostruktura vzorku 2.3, zvětšeno 6,7x*





*Obr. 36 Makrostruktura vzorku 3.3, zvětšeno 6,7x*



*Obr. 37 Makrostruktura vzorku 4.3, zvětšeno 6,7x*

## 7.2 Mikrostruktura

Pro hodnocení mikrostruktury byly použity stejné vzorky jako pro hodnocení makrostruktury. Před přípravou vzorků bylo nutno tyto vzorky zalít do dentacrylu. Přípravu představovalo vybroušení vzorků na smirkových papírech o zrnitosti 80, 180, 400 a 600. Po vybroušení následovalo leštění na plátně s přídavkem diamantu. Pro vyhotovení snímků mikrostruktury bylo použito mikroskopu Olympus.

### 7.2.1 Mikrostruktura tepelně zpracovaného vzorku

Mikrostruktura základního materiálu je tvořena bainitem. Po aplikovaném popouštění zůstala mikrostruktura tvořena bainitem. Na obr. 38 je snímek mikrostruktury základního materiálu. Struktura je jemnozrná. Oproti nepopuštěnému stavu zrna nepatrně zhrubla.



*Obr. 38 Mikrostruktura základního materiálu, vzorek 1.2, zvětšeno 100x*

Mikrostruktura svarového kovu je zobrazena na obr. 39. Můžeme zde pozorovat velká zrna. Hranice zrn jsou zde jednoznačně viditelná. Tento jev je způsoben tím, že se na hranicích zrn vyskytují částice jako karbidy, nitridy či karbonitridy. Jedná se tedy o precipitační částice. Mikrostruktura popuštěného svarového spoje je tvořena převážně bainitem.





*Obr. 39 Mikrostruktura svarového kovu, vzorek 1.2, zvětšeno 100x*

Na obr. 40 je vyobrazena mikrostruktura hranice stavení. Jedná se o přechod mezi základním materiálem a svarovým kovem. Můžeme zde pozorovat hrubozrnnou oblast. Na levé straně můžeme vidět tepelně ovlivněnou oblast. Napravo se jedná o svarový kov.



*Obr. 40 Mikrostruktura hranice stavení, vzorek 1.2, zvětšeno 100x*



Mikrostrukturu tepelně ovlivněné oblasti můžeme vidět na obr. 41. Tato hrubozrnná oblast vznikla v důsledku tepelného ovlivnění a následně byla popouštěna. Díky popouštění došlo ke zlepšení struktury ve smyslu nezhrubnutí zrna a celkovému stavu mikrostruktury. Snímky mikrostruktury vzorku 2.3 viz Příloha C.



*Obr. 41 Mikrostruktura tepelně ovlivněné oblasti, vzorek 1.2, zvětšeno 100x*

### 7.2.2 Mikrostruktura tepelně nezpracovaného vzorku

Mikrostruktura základního materiálu u tepelně nezpracovaného vzorku je jemnější. Jedná se o popuštěný bainit. Na obr. 42 je znázorněna mikrostruktura základního materiálu. U tohoto vzorku nebylo aplikováno popouštění.



*Obr. 42 Mikrostruktura základního materiálu, vzorek 3.3, zvětšeno 100x*

Na obr. 43 je znázorněna mikrostruktura svarového kovu. Při pohledu na mikrostrukturu svarového kovu můžeme pozorovat velké zhrubnutí a licí strukturu. Hranice zrn obsahují precipitační částice. Mikrostruktura svarového kovu je tvořena bainitem a martenzitem. Pokud porovnáme svarový kov s tepelným zpracováním a bez tepelného zpracování můžeme sledovat velký rozdíl těchto mikrostruktur. Zatím co vzorek s TZ má ucelenější a homogenní charakter mikrostruktury, u vzorku bez TZ je tomu přesně naopak, můžeme zde pozorovat nerovnoměrnou velikost a tvar zrna.





*Obr. 43 Mikrostruktura svarového kovu, vzorek 3.3, zvětšeno 100x*

Na obr. 44 je mikrostruktura hranice stavení. Na tomto snímku můžeme pozorovat hranici mezi svarovým kovem a tepelně ovlivněnou oblastí, čili hranici stavení. Nalevo se nachází svarový kov. Na pravé straně TOO.



*Obr. 44 Mikrostruktura hranice stavení, vzorek 3.3, zvětšeno 100x*

Na obr. 45 je mikrostruktura TOO tepelně nezpracovaného vzorku. Zhrubnutí zrna je zapříčiněno vneseným teplem od zdroje svařování. Jednotlivá zrna mají různé velikosti. Tvar zrna je nahodilý. Při porovnání s mikrostrukturou vzorku s TZ je patrný vliv tepelného zpracování. Také velikost zrn je ve stavu bez TZ několikanásobně větší. Tento stav mikrostruktury má vliv na hodnoty vrubové houževnatosti. Snímky mikrostruktury vzorku 4.3 viz. Příloha C



*Obr. 45 Mikrostruktura tepelně ovlivněné oblasti, vzorek 3.3, zvětšeno 100x*

## 8 Diskuze výsledků

V experimentální části práce byla provedena simulace provozní expozice svarového spoje oceli T24. Teploty expozice byly voleny podle předpokládaných teplot při provozu. Jednalo se o teploty 500°C a 550°C. Polovina vzorků byla tepelně zpracována. Druhá polovina byla ponechána ve stavu po svaření. V případě tepelného zpracování se jednalo o popouštění při 750°C po dobu 2 hodin. Zařízení ve kterém byla expozice prováděna byla elektrická pec s kontrolou vnitřní teploty. Pro přesnější kontrolu teploty vzorků byl zaveden externí měřicí přístroj.

Z hlediska měření tvrdosti bylo proměřeno pásmo přehřátí, pásmo normalizace, pásmo částečné překrystalizace, základní materiál a svarový kov. V případě základního materiálu nebylo zaznamenáno výrazné zvýšení hodnot tvrdosti u vzorku s TZ ani u vzorku bez TZ. V oblasti svarového kovu již byl znatelný rozdíl tvrdostí mezi vzorkem s tepelným zpracováním a bez něj. Nejvyšší navýšení tvrdosti bylo pozorováno v pásmu přehřátí. V pásmu normalizace a pásmu částečné překrystalizace rovněž došlo k výraznému zvýšení tvrdosti v průběhu teplotní expozice. Zvyšování tvrdosti jednoznačně poukazuje na přítomnost jevu sekundárního vytvrzování. Dovolené hodnoty tvrdosti pro svarové spoje byly překročeny v pásmech přehřátí, normalizace a částečné překrystalizace. Z uvedených trendů průběhu tvrdosti je možno se domnívat že v pásmech, kde byla překročena dovolená hodnota tvrdosti, se vyskytují dvě maxima sekundárnímu vytvrzování.

Makrostruktura tří vzorků byla v pořádku, pouze u jednoho vzorku byla nevyhovující kořenová část. Tato skutečnost ovšem nijak neovlivnila provedené zkoušky pro ověření sekundárního vytvrzení. Mikrostruktura vybraných vzorků prokázala rozdíl ve strukturách vzorků s tepelným zpracováním a bez tepelného zpracování. Co se týče základního materiálu, nebyla mikrostruktura výrazně rozdílná. Na mikrostruktuře svarového kovu je možné sledovat rozdíly mezi popuštěným a nepopuštěným stavem. Popuštěný svarový kov má jemnější zrna, větší homogenitu struktury. Také tepelně ovlivněná oblast popuštěného vzorku obsahuje jemnozrnější strukturu. Pravidelnější uspořádání zrn a ustálenější orientaci zrn. Nerovnoměrné a zhrublé zrno vždy znamená nízké hodnoty vrubové houževnatosti. U svarů bez TZ je tedy možno očekávat nižší hodnoty KV.

Z dosažených výsledků je možno konstatovat, že v tepelně nezpracovaných svarových spojích oceli T24 dochází k sekundárnímu vytvrzení. Rozdíly ve vlastnostech svarových spojů popuštěných a nepopuštěných jsou velké. Na tyto rozdíly poukazují výsledky měření tvrdosti a mikrostruktura provedené v této práci.

## 9 Závěr

Cílem diplomové práce bylo potvrdit sekundární vytvrzování svarových spojů oceli T24, která se používá především pro výrobu membránových stěn moderních kotlů s nadkritickými parametry.

V teoretické části diplomové práce je popsána problematika sekundárního vytvrzování CrMoV ocelí a jejich svarových spojů. Dále jsou zde popsány jednotlivé částice, které mají vliv na tento proces. V další části provedena studie oceli T24. Jsou zde uvedeny vlastnosti oceli T24 jak za teploty okolí tak za zvýšených teplot. Dále je zde popsána mikrostruktura oceli T24. Závěr teoretické části se zabývá problematikou svarových spojů.

V experimentální části jsou uvedeny informace o provedené tepelné expozici. Tato expozice probíhala při teplotách předpokládaného provozu. Jednalo se o teploty 500°C a 550°C. Měření tvrdosti bylo provedeno ve všech oblastech tepelně ovlivněné oblasti, v základním materiálu a svarovém kovu. Provedené měření tvrdosti potvrdilo existenci sekundárního vytvrzení u svarových spojů oceli T24 bez tepelného zpracování.

Výsledky zkoušek makrostruktury a mikrostruktury vybraných vzorků potvrzují jednoznačně příznivý vliv popuštění na strukturu svarového spoje oceli T24.

Ačkoli se sekundární vytvrzování svarového spoje oceli T24 projevuje v prvotní oblasti simulovaného provozu, nesmíme tento jev podceňovat. Sekundární vytvrzení způsobuje zvýšení tvrdosti, změnu struktury a v neposlední řadě negativně ovlivňuje plastické vlastnosti. Z těchto aspektů vyplývá, že tepelné zpracování svarových spojů oceli T24 je nebytné pro zaručení bezpečného provozu zařízení pracujících za zvýšených teplot.

## **Poděkování**

Děkuji panu Ing. P. Mohylovi, Ph.D. z katedry mechanické technologie VŠB – TU Ostrava za příkladné vedení a pomoc při tvorbě diplomové práce. Dále chci poděkovat paní L. Bulawové za metodickou pomoc při metalografických zkouškách.

## Použitá literatura

- [1] KOUKAL, J., ZMYDLENÝ, T. *Svařování I*. Skripta VŠB-TU Ostrava, 2005, s. 130, ISBN 80 – 248 – 0870 – 6
- [2] PECHA, J. *Zváranie moderných žiarupevných ocelí pre energetické zariadenia*. Bratislava: STU Bratislava, 2007. 136 s., ISBN 978-80-227-2744-0
- [3] HRIVŇÁK, I. *Teoria zvarateľnosti kovov a zliatin*, Veda, 1989, Bratislava
- [4] PURMENSKÝ, J., FOLDYNA, V. Strukturní stabilita CrMoV nízkolegovaných žárupevných ocelí. In *Materiálové vady ocelových výrobků*, Mar. Lázně, říjen-listopad, 1973
- [5] PECHA, J., PELEŠ, O., HAKL, J., VLASÁK, T. Skúsenosti so zváraním ocele P23. In *Nové materiály, technologie a zařízení pro svařování. Sborník přednášek 19.09. – 21.09.2007*. Ostrava: VŠB – TU. Český svářečský ústav s.r.o., 2007. s. 125 – 137, ISBN 978-80-248-1573-2
- [6] MOHYLA, P., KOUKAL, J. Vliv makrostruktury na mechanické vlastnosti svarových spojů oceli T24 : In *Nové materiály technologie a zařízení pro svařování. Ostrava 19.- 21. září 2005*. VŠB-TU Ostrava, ČSU Ostrava. s. 175–180. ISBN 80-248-0898-6.
- [7] HRACHOVINA, P. Trubkové oceli T/P23 a 7CrMoVTiB10-10 (T/P24) pro moderní elektrárny s vysokým výkonem – svařování těchto ocelí a provedení různorodých spojů nových ocelí. In *Nové materiály, technologie a zařízení pro svařování. Sborník přednášek 19.09. – 21.09.2007*. Ostrava: VŠB – TU. Český svářečský ústav s.r.o., 2007. s. 89 – 106, ISBN 978-80-248-1573-2
- [8] The T23/T24 Book. Vallourec & Mannesman tubes. 2002
- [9] Přídavné materiály pro stavbu elektráren
- [10] VAILLANT, J.C.; VANDENBERGHE, B.; HAHN, B.; HEUSER, H.; JOCHUM, C. T/P23, 24, 91 and 92: New grades for advanced coal-fired power plants—Properties and experience. ELSEVIER, 2008, vol. 85, p. 38-46.
- [11] MOHYLA, P., KOUKAL, J. Nové výsledky zkoušek svařitelnosti oceli T24. In *Sborník konference TechMat 06 : 2.11.2006*, Svitavy. Pardubice : TU Pardubice, 2006, s. 17-21. ISBN 80-7194-902-7.
- [12] MOHYLA, P., KOUKAL, J. Perspektivní žárovevné oceli a jejich svařitelnost. In *Sborník konference XXVII. Dny svařovací techniky : 24.-26.5.2005, Vamberk*. Pardubice : Dům techniky Pardubice, spol. s r.o., 2005,s. 69-74. ISBN 80-02-01726-9.
- [13] MOHYLA, P. – FOLDYNA, V. Význam popouštění svarových spojů nízkolegovaných žárovevných ocelí. In *Sborník 16. mezinárodní konference METAL 2007, 22-24.5.2007, Hradec nad Moravicí*. Ostrava : TANGER, spol. s r.o., 2007, 1. vydání, s.66, ISBN 978-80-86840-33-8
- [14] Thyssen Schweisstechnik – Přídavné materiály pro stavbu elektráren, firemní propagační materiál, 2006
- [15] WORTEL, H von. P23 and P24 for Power Generation and Hydrogen Service – Challenges and Limitations. In. *Proceedings of The 27. Vortragsveranstaltung, 26.11. 2004*, Düsseldorf: Stahlinstitut VDEh, 2004, p. 21 – 31
- [16] VEKEMAN, J. T23/T23 ET T24/P24: Soudabilité et propriétés á haute temperature, Cahier IBS, Avril 2003, Métallarie 49, č. 3



- [17] KOUKAL, J. Teplotní cykly v TOZ svarových spojů nízkolegovaných žárupevných ocelí 15 128 a 15 423, *kandidátská disertační práce*, VŠB, 1975.
- [18] ČSN EN 1043 – 1 (051134), *Destruktivní zkoušky svarů kovových materiálů – Zkouška tvrdosti - Část 1: Zkouška tvrdosti spojů svařovaných obloukovým svařováním*, 1998.
- [19] ČSN EN ISO 5817 (050110), *Svařování - Svarové spoje oceli, niklu, titanu a jejich slitin zhotovené tavným svařováním (kromě elektronového a laserového svařování) - Určování stupňů kvality*, 2008.
- [20] ČSN EN ISO 9692-1 (050025), *Svařování a příbuzné úprocesy- Doporučení pro přípravu svarových spojů- Část 1: Svařování oceli ručně obloukovým svařováním obalenou elektrodou, tavící se elektrodou v ochranném plynu, plamenovým svařováním, svařováním wolframovou elektrodou v inertním planu a svařováním svazkem paprsků*. 2004.